



Уральский
федеральный
университет

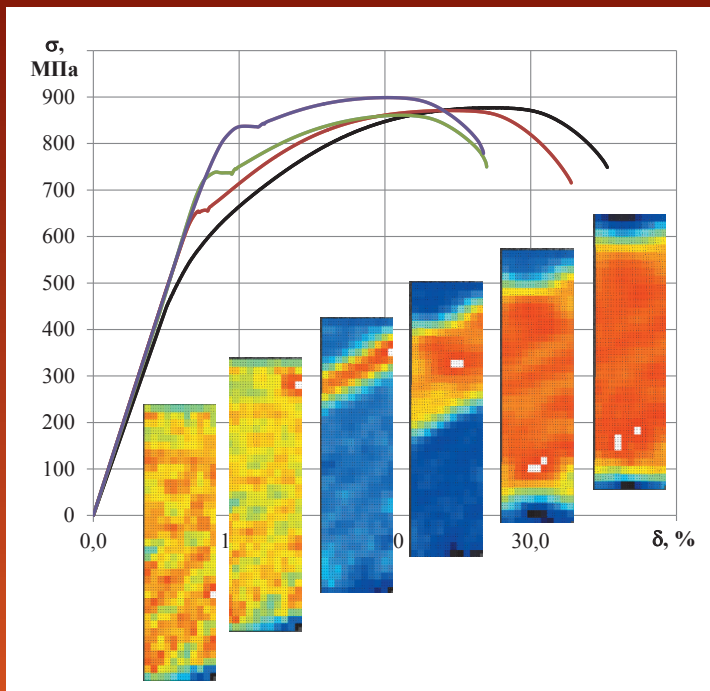
имени первого Президента
России Б.Н.Ельцина

Институт новых материалов
и технологий

В. М. ФАРБЕР
О. В. СЕЛИВАНОВА
В. А. ХОТИНОВ
О. Н. ПОЛУХИНА

ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ В СТАЛЯХ

Учебное пособие



Министерство науки и высшего образования
Российской Федерации
Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б. Н. Ельцина

В. М. Фарбер, О. В. Селиванова,
В. А. Хотинков, О. Н. Полухина

ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ В СТАЛЯХ

Учебное пособие

Рекомендовано методическим советом
Уральского федерального университета
для студентов вуза, обучающихся
по направлениям подготовки
22.03.02, 22.04.02 «Металлургия»
и 22.03.01, 22.04.01 «Материаловедение
и технологии материалов»

Екатеринбург
Издательство Уральского университета
2018

УДК 669.1(075.8)

ББК 34.22я73

Д39

Авторы:

В. М. Фарбер, О. В. Селиванова, В. А. Хотинков, О. Н. Полухина

Рецензенты:

замдиректора по научной работе проф., д-р техн. наук В. П. Швейкин (Институт машиноведения УрО РАН);

старший научный сотрудник лаборатории пучковых воздействий канд. физ.-мат. наук Н. В. Гущина (Институт электрофизики УрО РАН)

Научный редактор проф., д-р техн. наук А. А. Попов

Деформационное старение в сталях / В. М. Фарбер, О. В. Селиванова, В. А. Хотинков, О. Н. Полухина. — Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2018. — 72 с.

ISBN 978-5-7996-2389-0

Пособие может быть полезно для знакомства с процессами, происходящими при старении сталей.

Учебное пособие окажет существенную помощь студентам при освоении дисциплин, предусмотренных учебным планом, в научно-исследовательской деятельности, а также при выполнении выпускных работ, являющихся заключительной стадией обучения.

Учебное пособие предназначено для бакалавров и магистров, обучающихся по направлению «Металлургия» и «Материаловедение и технологии материалов».

Библиогр.: 29 назв. Рис. 25. Табл. 6.

УДК 669.1(075.8)

ББК 34.22я73

Учебное издание

Фарбер Владимир Михайлович, **Селиванова** Ольга Владимировна,
Хотинков Владислав Альфредович, **Полухина** Ольга Николаевна

ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ В СТАЛЯХ

Редактор И. В. Коршунова

Верстка О. П. Игнатьевой

Подписано в печать 10.05.2018. Формат 70×100/16. Бумага офсетная. Цифровая печать.

Усл. печ. л. 5,8. Уч.-изд. л. 4,30. Тираж 50 экз. Заказ 141

Издательство Уральского университета

Редакционно-издательский отдел ИПЦ УрФУ

620049, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 5. Тел.: +7 (343) 375-48-25, 375-46-85, 374-19-41

E-mail: rio@urfu.ru

Отпечатано в Издательско-полиграфическом центре УрФУ

620083, Екатеринбург, ул. Тургенева, 4. Тел.: +7 (343) 358-93-06, 350-58-20, 350-90-13

Факс: +7 (343) 358-93-06. <http://print.urfu.ru>

ISBN 978-5-7996-2389-0

© Уральский федеральный
университет, 2018

Введение

Для сталей явление деформационного старения имеет два аспекта. С одной стороны, это отрицательное явление, приводящее к снижению пластичности и вязкости, к нестабильности их свойств при эксплуатации изделий. С другой стороны, деформационное старение можно использовать как упрочняющую обработку, позволяющую в заданных условиях заметно повысить несущую способность изделия или конструкции без опасного увеличения склонности к хрупкому разрушению. В этом случае используются такие композиции сталей и режимы деформационного старения, которые позволяют достичь указанного эффекта в максимальной степени.

В зависимости от обработки, предшествующей старению, оно может быть двух основных типов: закалочное и деформационное. Наибольшее практическое значение имеет деформационное старение (ДС). В отличие от закалочного оно происходит при весьма низком содержании примесных атомов в твердом растворе, например при любом содержании углерода в железе и стали вплоть до $1 \cdot 10^{-4}$ мас. %. Закалочное старение дает заметный эффект в основном только для низкоуглеродистых сталей. Наконец, эффекты упрочнения и охрупчивания устойчивее при ДС, чем при закалочном старении, что делает ДС более опасным как отрицательное явление и более перспективным при применении в качестве упрочняющей обработки.

Деформационным старением принято называть изменение свойств металла, происходящее во время или после холодной или теплой пластической деформации. Наиболее важными следствиями ДС стали являются эффекты упрочнения и охрупчивания. Если указанные эффекты наблюдаются в основном при выдержке после деформации, то такое старение называют статическим, а если в течение самой деформации — динамическим.

1. Физические основы деформационного старения

Теория ДС в общем виде основывается на двух положениях, многократно подтвержденных практикой [1, 3]. Изменение свойств стали, характерное для ДС, происходит только в том случае:

- 1) если в металл в результате деформации (или другим способом) введено определенное количество «свежих» дислокаций;
- 2) концентрация примесных атомов, которые могут эффективно взаимодействовать с этими дислокациями, превышает 10^{-4} мас. %.

Следовательно, в основе ДС лежит механизм взаимодействия примесных атомов с дислокациями, которые введены в результате деформации. Формальным итогом этого взаимодействия является изменение расположения примесных атомов в объеме металла после ДС по сравнению с тем их расположением, которое существовало сразу после деформации. После ДС распределение примесных атомов в основном соответствует дислокационной структуре, созданной деформацией.

Процесс старения стали может быть описан как двухэтапный:

- 1) I этап — образование сегрегаций (атмосфер Коттрелла) на дислокациях и диффузия атомов углерода к границам зерен;
- 2) II этап — образование и рост частиц карбидов на дислокациях и границах зерен.

Для описания процесса старения на I этапе рассматривается классическая модель Коттрелла. В этой модели атомы углерода и (или) азота осаждаются на дислокациях, что приводит к закреплению дислокаций и упрочнению материала. Модель Коттрелла не может описать все особенности старения многофазных сталей. Данная модель не работает при существенном пересыщении твердого раствора. Плотность дислокаций относительно невелика — при концентрации углерода более $3 \cdot 10^{-4}$ мас. % все вакантные места около дислокаций оказываются занятыми, т. е. модель Коттрелла может хорошо описывать лишь

начальную стадию старения и эффективно работает лишь при малом пересыщении феррита углеродом.

Согласно теории, предложенной Коттреллом и Билби и развитой в работах других исследователей, явление текучести описанного выше типа является результатом миграции внедренных атомов примесей к дислокациям. Примесь внедрения в ОЦК-решетке вызывает большие объемные и направленные искажения, которые приводят к сильному взаимодействию как с краевыми, так и винтовыми дислокациями. При температурах, обеспечивающих подвижность внедренных атомов, последние будут мигрировать к дислокациям, причем полная энергия деформации кристалла будет уменьшаться. Это приводит к блокированию скольжения дислокаций в решетке и упрочнению кристалла. Чтобы началась пластическая деформация, дислокации нужно оторвать от окружающих их «атмосфер» примесей или от выделений; для этого требуется напряжение, большее чем напряжение, которое может перемещать дислокации в решетке твердого раствора.

1.1. Классификация кривых растяжения с эффектом деформационного старения

Эффект деформационного старения (ЭДС) проявляется на кривых растяжения в виде зуба, площадки текучести и ряда других особенностей. Предложенная градация кривых растяжения весьма условна, так как зачастую реальные кривые находятся по ряду параметров между конкретными типами. Здесь сознательно не рассматривается вопрос изменения высоты и протяженности площадки текучести (σ_T^H и δ_T), так как это обсуждается в главе 2.

Классификация кривых растяжения в условных координатах $\sigma = f(\delta)$ проведена по следующим параметрам (рис. 1):

- наличию зуба текучести;
- проявлению деформации предтекучести;
- негладкой (не «горизонтальной») площадке текучести;
- отсутствию параболического участка, $\sigma_T \cong \sigma_B$.

Параметры каждого типа кривых характеризуют, в первую очередь, степень, закрепление и плотность носителей пластического течения

(дислокаций), а также механизм отрыва их от стопоров (атмосфер примесных атомов и (или) дисперсных частиц). Так, в случае слабого закрепления дислокаций примесными атомами упругая деформация на кривой растяжения заканчивается либо образованием зуба текучести (кривая типа I, рис. 1, а), либо площадкой текучести (кривая типа II, рис. 1, б), стадия параболического деформационного упрочнения имеет достаточно большую протяженность.

Другой особенностью механического поведения металла с эффектом деформационного старения является возникновение уже на стадии упругой деформации участков металла, в которых протекает микропластическая деформация величиной $\sim 0,2 \dots 1,0 \%$ (явление предтекучести) — кривая $\sigma = f(\delta)$ отклоняется от линейного хода (кривые типа III и IV, рис. 1, в, г). В этом случае ресурса пластичности металла также хватает для деформационного упрочнения на стадии равномерного пластического течения.

В случае максимального закрепления дислокаций (максимальный эффект деформационного старения) отличительным признаком кривых $\sigma = f(\delta)$ является практически полное исчезновение равномерной стадии пластического течения (кривые типа V и VI, рис. 1, д, е) при наибольшем приросте напряжений на площадке текучести $\Delta\sigma_T$.

Сопоставим предложенные типы кривых с другими механическими свойствами (деформацией предтекучести $\delta_{\text{прт}}$, деформацией на площадке текучести δ_T , равномерной деформацией δ_p , нижним пределом текучести σ_T^H , временным сопротивлением σ_B) на примере трубных сталей 08Г2БМ и 05Г2Б с ферритобейнитной структурой (табл. 1 и 2).

В состоянии после контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением (КП и УО), принятым за исходное, на кривой $\sigma = f(\delta)$ стали 08Г2БМ наблюдается неярко выраженный зуб текучести, появление которого происходит на упругой стадии деформации. За площадкой текучести следует параболическая часть кривой — стадия деформационного упрочнения. Наблюдаемое пластическое поведение металла на площадке текучести характерно для кривых типа V.

Нагрев на 150°C приводит к смене типа кривой с V на II: исчезает зуб текучести, упругая стадия заканчивается выходом на гладкую площадку текучести, за которой следует параболический участок кривой.

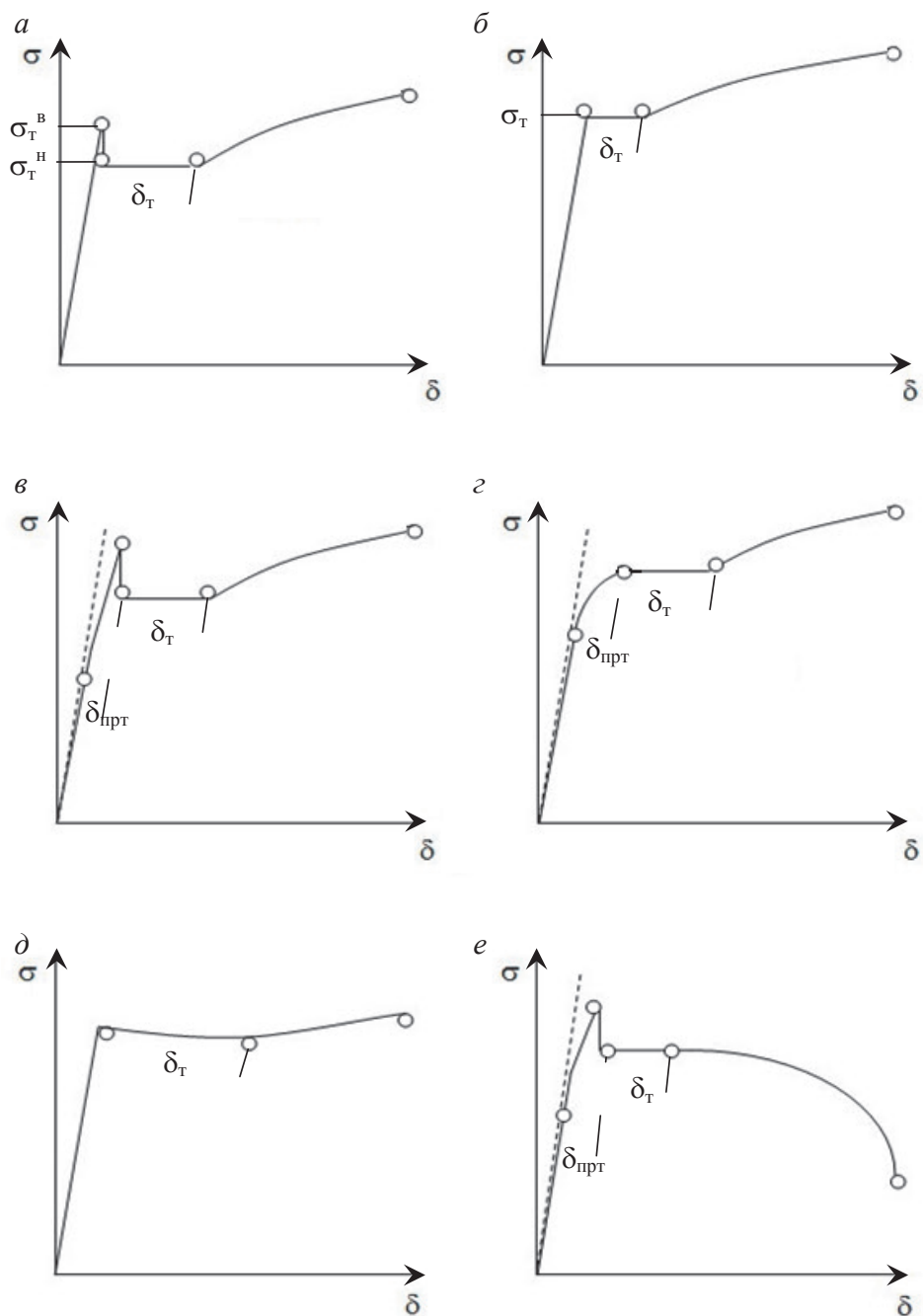


Рис. 1. Кривые растяжения сталей в условных координатах $\sigma = f(\delta)$:

a – I тип; б – II тип; в – III тип; г – IV тип; д – V тип; e – VI тип

Таблица 1

Начальные участки кривых растяжения $\sigma = f(\delta)$ и механические свойства стали 08Г2БМ в исходном состоянии (после контролируемой прокатки) и после нагрева при 150...680 °С и выдержки 30 мин



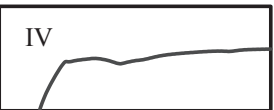









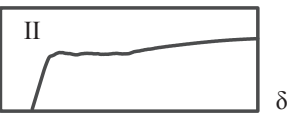

№ п/п	t_n , °С	Кривая $\sigma = f(\delta)$ и ее тип	$\delta_{прт}$, %	δ_T , %	σ_T^H , МПа	σ_B , МПа
1	—		—	4,0	730	750
2	150		—	5,0	740	750
3	250		0,4	2,5	700	720
4	350		0,2	4,2	750	760
5	450		0,2	5,0	710	730
6	550		0,2	3,0	670	710
7	680		0,4	3,5	660	700

Таблица 2

Начальные участки кривых растяжения $\sigma = f(\delta)$ и механические свойства стали 05Г2Б в исходном состоянии (после контролируемой прокатки) и после нагрева при 150...680 °С и выдержки 30 мин

№ п/п	$t_n, ^\circ\text{C}$	Кривая $\sigma = f(\delta)$ и ее тип	$\delta_{\text{прт}}, \%$	$\delta_t, \%$	$\sigma_t^H, \text{МПа}$	$\sigma_B, \text{МПа}$
1	—		0,8	2,5	610	645
2	150		0,4	4,5	660	675
3	250		0,2	3,5	610	640
4	350		—	2,5	680	690
5	450		—	6,5	625	650
6	550		—	4,0	610	640
7	680		—	6,0	590	640

Повышение температуры нагрева до 250 °С приводит к смене типа кривой со II на IV: на упругом участке деформации появляется стадия предтекучести, на которой наблюдается микропластическая деформация в отдельных благоприятно ориентированных зернах, в которых действуют максимальные касательные напряжения. При дальнейшем нагреве вплоть до 680 °С происходит слабое падение прочностных характеристик, связанное с распадом низкотемпературных продуктов распада аустенита (бейнита, мартенсита), но эффект деформационного старения на кривой $\sigma = f(\delta)$, как и ее тип, сохраняются.

Таким образом, после КП и УО, а также после нагрева на 150 °С стадия предтекучести на кривых растяжения стали 08Г2БМ отсутствует, что свидетельствует о жестком закреплении всех носителей пластического течения. Появление деформации предтекучести после нагрева на 250 °С свидетельствует об уменьшении числа мест закрепления дислокационных отрезков, возможно, вследствие начала коагуляции карбидов цементитного типа. Дальнейший нагрев на 350 и 450 °С приводит к коагуляции и растворению карбидов цементитного типа наряду с началом выделения частиц Си (ϵ -фазы).

При нагреве на 550 °С медь коагулирует, карбиды цементитного типа растворяются, что способствует некоторому высвобождению объемов зерен от дислокаций; начинается выделение карбида VC, что, в свою очередь, приводит к росту уровня предела прочности, более стабильному поведению металла на площадке текучести. При нагреве на 680 °С начинается коагуляция карбидов VC, что находит отражение в некотором увеличении деформации предтекучести и сохранении высокого уровня прочностных свойств. Следовательно, высокий отпуск не снимает деформационного старения, поскольку частицы, последовательно выделяющиеся при нагреве фаз, стабильно закрепляют решеточные и зернограницные дислокации.

Для кривых $\sigma = f(\delta)$ стали 05Г2Б после КП и УО характерны несколько иные параметры, чем для кривых стали 08Г2БМ в том же состоянии (табл. 2). На кривой наблюдаются неярко выраженные зуб и площадка текучести, а также сравнительно протяженная стадия предтекучести.

Нагрев на 150 °С приводит к размытию зуба текучести, а на 250 °С — к полному его исчезновению и наличию ярко выраженной площадки текучести. Имеется деформация предтекучести, но ее величина заметно ниже, чем в исходном состоянии. Уровень прочностных свойств сопоставим с оным после КП и УО.



При нагреве в интервале температур 350...680 °С на кривых растяжения не наблюдаются деформация предтекучести и зуб текучести. Уровень прочностных свойств с повышением температуры нагрева постепенно снижается: σ_T — с 680 до 590 МПа, σ_B — с 690 до 640 МПа.

Подобное поведение стали 05Г2Б в отличие от стали 08Г2БМ можно объяснить другим исходным структурным состоянием стали из-за различия параметров КП и УО, а также иной системой легирования: в стали 05Г2Б отсутствует ванадий, меньше содержание углерода. Сталь 05Г2Б в исходном состоянии имеет более низкий комплекс прочностных характеристик, более слабое закрепление дислокаций. Этим можно объяснить наличие деформации предтекучести при нагреве вплоть до 250 °С.

Кривые растяжения типа I и VI наблюдаются в исследованных сталях после аустенизации при 1000 °С и последующего нагрева (охлаждения) по различным режимам (табл. 3).

Таблица 3

Начальные участки кривых растяжения $\sigma = f(\delta)$ и механические свойства стали 08Г2БМ после обработок по различным режимам

Режим	Кривая $\sigma = f(\delta)$ и ее тип	$\delta_{\text{прт}}, \%$	$\delta_r, \%$	$\sigma_T^H, \text{МПа}$	$\sigma_B, \text{МПа}$
$t_a = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$, охлаждение на воздухе, $\varepsilon = 3 \%$, $t_n = 250 \text{ }^\circ\text{C}$	σ  δ	—	1,5	605	660
$t_a = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$, охлаждение в воде, $\varepsilon = 3 \%$, $t_n = 550 \text{ }^\circ\text{C}$	σ  δ	0,4	1,5	800	810

Оценка величины эффекта деформационного старения. Деформационное старение, как и обычное старение, — термически активируемый процесс, протекающий непрерывно при росте температуры T и времени τ , т. е. обладающий определенной кинетикой. ДС существенно влияет на различные физико-механические свойства, в частности на параметры начального участка диаграммы растяжения. Следовательно, из анализа кривой растяжения можно оценить величину эффекта деформационного старения.

Введение понятия **величина эффекта деформационного старения (ВЭДС)** весьма актуально сегодня, когда все шире используются низ-

колегированные стали со сверхмелким зерном, обладающие повышенной склонностью к деформационному старению [10, 20, 28]. Это явление может прогрессировать в ходе эксплуатации конструкций, в частности трубопроводов для транспортировки энергоносителей, что влияет на деградацию их свойств [15, 27].

Применение ВЭДС позволяет оценить:

- склонность стали к ДС непосредственно после изготовления листа и конструкции из него;
- глубину развития ДС после различного воздействия (термической, деформационной обработки или их различного сочетания, а также длительности вылеживания в различных условиях);
- состояние металла по отношению к ДС после различного периода эксплуатации конструкции.

Из предложенных для оценки типа кривой растяжения с ЭДС классификационных признаков можно выделить основной, величина которого определяется блокировкой дислокаций атмосферами атомов внедрения, — прирост предела текучести $\Delta\sigma_t$, а также дополнительные — деформация предтекучести $\delta_{\text{прт}}$ и зуб текучести, появление которых, главным образом, связано с действием инструментальных факторов (жесткости испытательной машины, соосности образца и оси приложения нагрузки и др., табл. 4). Кроме того, для многих металлических материалов при появлении ЭДС наблюдается уменьшение протяженности равномерной стадии пластической деформации (δ_p) и снижение способности металла к деформационному упрочнению на ней (σ_t/σ_b).

Таблица 4

Соотношение между величиной эффекта деформационного старения, типом кривой $\sigma = f(\delta)$ и приростом предела текучести $\Delta\sigma_t$

ВЭДС	Тип кривой	$\Delta\sigma_t$, МПа	Особенности
1	I, II, (III, IV–V)	0...10	Преимущественно I тип диаграммы, хотя и возможны все остальные типы, кроме IV
2	II, (II, III, IV)	35...50	Преимущественно II тип без $\delta_{\text{прт}}$, III и IV тип
3	IV, V	60...90	Без зуба текучести с $\delta_{\text{прт}}$ или без нее, есть или нет свободные дислокации
4	IV, V	120...150	Без зуба текучести с $\delta_{\text{прт}}$ или без нее, есть или нет свободные дислокации
5	VI	200...300	Имеются $\delta_{\text{прт}}$, зуб текучести, $\sigma_t^H \approx \sigma_b$

Обобщение экспериментальных данных механических испытаний низкоуглеродистых трубных сталей 05Г2Б и 08Г2БМ по приросту предела текучести $\Delta\sigma_T$ позволило оценить величину эффекта деформационного старения (ВЭДС) исследованных сталей в исходном состоянии (после контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения) и после обработок по различным режимам (рис. 2).

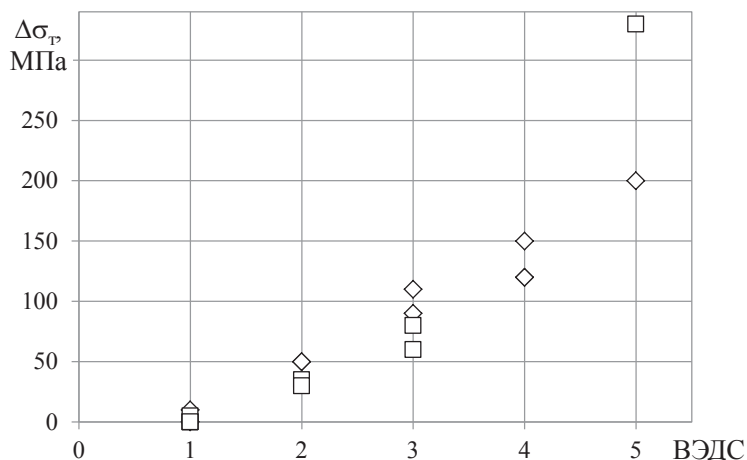


Рис. 2. Соотношение между величиной эффекта деформационного старения (ВЭДС) и приростом предела текучести ($\Delta\sigma_T$):

◇ — сталь марки 08Г2БМ; □ — сталь марки 05Г2Б

Из сопоставления обеих марок сталей следует, что сталь 05Г2Б как в исходном состоянии, так и после всех температур нагрева имеет большее значение $\Delta\sigma_T$ и ВЭДС. Это можно объяснить особенностями композиции и технологией производства листа.

Стадия деформационного упрочнения. Стадию деформационного упрочнения при равномерном пластическом течении металла можно математически описать разными моделями. Самая простая модель описывает деформацию металла на площадке текучести, когда деформационное упрочнение отсутствует (табл. 5).

Наиболее вероятной моделью механического поведения материалов при деформации является та, которая описывается степенным (параболическим) законом. При этом показатель n в степенном уравнении является критерием затухания интенсивности деформационного упрочнения — высокопрочные материалы имеют более низкие значения n , чем низкопрочные пластичные материалы.

Таблица 5

**Вид кривых растяжения в истинных координатах $S = f(e)$
и их математическое описание**

Вид	Формула	Применение
	$S = S_T$	Для описания пластической деформации на площадке текучести
	$S = S_T + Ae$	Для описания пластической деформации с линейным законом упрочнения
	$S = Ke^n$ степенной	Для описания участка равномерной пластической деформации
	$S = Ae^2 + Be + C$ параболический	
	$S = K(e + e_0)^n$	Для описания кривых растяжения образцов, подвергнутых предварительной пластической деформации
	$S = S_0 [1 - \exp(-Ae)]$	Для описания пластической деформации некоторых алюминиевых сплавов

Если показатель n находится на низком уровне, то интенсивность деформационного упрочнения велика только на начальных стадиях деформации (до $e \sim 0,3$). С дальнейшим ростом степени деформации интенсивность упрочнения резко уменьшается. Обратная закономерность наблюдается для материалов с высоким значением показателя n .

Предел текучести, напряжение начала пластического течения, можно представить состоящим из нескольких слагаемых [2]:

$$\sigma_{\tau} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{\text{тр}} + \Delta\sigma_{\text{д}} + \Delta\sigma_{\text{ду}} + \Delta\sigma_{\text{гз}}, \quad (1)$$

где σ_0 — сопротивление решетки, металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса–Набарро); $\Delta\sigma_{\text{тр}}$ — упрочнение твердого раствора растворенными в нем легирующими элементами и примесями; $\Delta\sigma_{\text{д}}$ — упрочнение за счет плотности дислокаций; $\Delta\sigma_{\text{ду}}$ — упрочнение, вызванное образованием дисперсных частиц второй фазы; $\Delta\sigma_{\text{гз}}$ — упрочнение границами зерен и субзерен.

Сравнительный анализ механизмов упрочнения среднеуглеродистой низколегированной стали 37ХГФ после термоулучшения (закалка и последующий высокий отпуск) и после провоцирующей деформационное старение обработки ($\delta \sim 2\%$ плюс искусственное старение при 250°C) позволил модифицировать уравнение (1) для металла с эффектом деформационного старения:

$$\sigma_{\tau} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{\text{тр}} + \Delta\sigma_{\text{д}} + \Delta\sigma_{\text{ду}} + \Delta\sigma_{\text{гз}} + \Delta\sigma_{\text{отр}}, \quad (2)$$

Отличие уравнений (1) и (2) состоит в появлении компоненты $\Delta\sigma_{\text{отр}}$ — напряжения, требуемого для отрыва дислокаций от атмосфер и дисперсных частиц. При дисперсионном механизме упрочнения дислокационный отрезок закрепляется в двух точках, сохраняя способность к прогибу и последующему отрыву от стопоров, тогда как атмосферы полностью блокируют движение дислокаций вплоть до достижения критического напряжения их разблокировки (отрыва).

Таким образом, результаты многочисленных исследований свидетельствуют о том, что величина ЭДС зависит от температуры и продолжительности низкотемпературной обработки (искусственного старения) [21, 22, 25]. Начальная стадия (при небольшой продолжительности искусственного старения) состоит в увеличении концентрации атомов (C+N) на дислокациях, что приводит к уменьшению длины дислокационного сегмента $L_{\text{дисл}}$, росту деформации площадки текучести δ_{τ} и некоторому упрочнению $\Delta\sigma_{\tau}$ (рис. 3). Указанные свойства меняются не одновременно. Прежде всего, наблюдается рост предела текучести и появляется площадка текучести; остальные механические свойства начинают, по-видимому, изменяться на более поздней стадии искусственного старения.

С возрастанием выдержки при искусственном старении процесс миграции примесных атомов к дислокациям продолжается, что спо-

способствует образованию сегрегаций — величина $L_{\text{дисл}}$ и δ_T могут не изменяться, наблюдается дальнейший рост предела текучести.

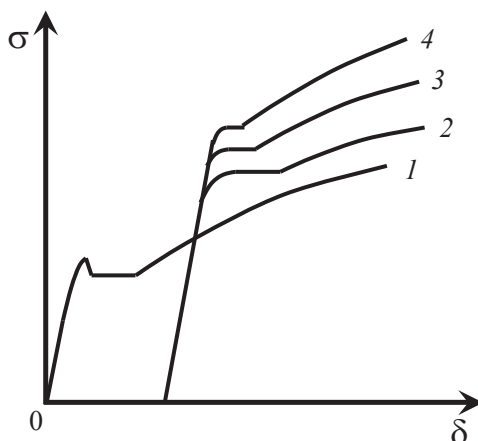


Рис. 3. Кривые растяжения стали с 0,004 % N в твердом растворе в закаленном состоянии (кривая 1) и после искусственного старения с различной выдержкой (кривые 2–4 — возрастание выдержки)

Обобщение результатов позволило определить влияние ДС на следующие изменения механических свойств:

- прирост предела текучести $\Delta\sigma_T$;
- уменьшение равномерной стадии деформации δ_p ;
- снижение показателя деформационного упрочнения n ;
- уменьшение ударной вязкости KCV;
- повышение критической температуры хрупкости $t_{\text{хр}}$.

Оценка пластичности материала связана с процессом разрушения, поэтому влияние деформационного старения на характеристики пластичности (δ , ψ) достаточно сложное. Это объясняется тем, что процесс образования и роста трещин является более локальным, чем процесс упрочнения. Большинство исследователей сходятся во мнении об отрицательном влиянии ДС на пластичность, особенно на равномерной стадии пластического течения, когда ее протяженность (δ_p) уменьшается за счет увеличивающейся площадки текучести (δ_T). Помимо того, снижается и способность металла к деформационному упрочнению — резко возрастает соотношение σ_T/σ_B , а показатель деформационного упрочнения в уравнении $S = Ke^n$ (см. табл. 5) $n \rightarrow 0$.

Наблюдаемый при ДС эффект охрупчивания (снижение энергоемкости разрушения KCV, повышение температуры хладноломкости $t_{\text{хр}}$ и т. д.) менее удовлетворительно объясняется существующей теорией ДС. Блокирование дислокаций примесными атомами должно увеличивать вероятность возникновения и развития хрупких трещин, так как уменьшается возможность релаксации упругих напряжений за счет пластической деформации.

1.2. Динамическое деформационное старение

Для большинства материалов увеличение скорости деформации приводит к повышению напряжения пластического течения материала. Величина этого влияния зависит от природы материала и температуры испытания: так, при комнатной температуре им можно пренебречь, а 10-кратное увеличение скорости деформации может повысить только на 1–2 % уровень напряжений на кривой растяжения. Однако при повышенных температурах влияние скорости деформации на напряжение течения намного сильнее. В этом случае 10-кратное увеличение скорости деформации приводит к повышению уровня напряжений на 50 % и более.

Обычно при испытаниях на растяжение средняя скорость деформации находится в диапазоне $10^{-3} \dots 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. Если требуется 5 минут для достижения удлинения на 30 %, то средняя скорость деформации $\dot{\epsilon} = 0,3 / (5 \cdot 60) = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Также среднюю скорость деформации можно оценить, если известна скорость перемещения захватов (например, 3 мм/мин) и расчетная длина образца (например, 50 мм). Тогда средняя скорость деформации $\dot{\epsilon} = 6 / (50 \cdot 60) = 2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Для многих материалов влияние скорости деформации на напряжение пластического течения S может быть описано степенным законом

$$S = C \dot{\epsilon}^m. \quad (3)$$

Показатель степени m называется скоростной чувствительностью. В табл. 6 приведены значения m при комнатной температуре для материалов различных классов, при взгляде на которые видно, что значения m находятся в достаточно узком диапазоне $-0,005 \dots +0,015$:

низкоуглеродистая	0,010...0,015
высокопрочная	0,005...0,010
аустенитная нержавеющая	—0,005...+0,005
ферритная нержавеющая	0,010...0,015

Повышение действующих в образце напряжений при сохранении степенного хода кривых растяжения при повышении скорости деформации показано на примере Cu (рис. 4, *a*). Например, при 10-кратном увеличении скорости деформации ($\dot{\epsilon}_2/\dot{\epsilon}_1 = 10$) для материала с $m = +0,010$ повышение напряжения течения на кривой растяжения составит $\Delta S/S = 2,3\%$. Найденное значение сравнимо с погрешностью измерения напряжений, поэтому при комнатной температуре влияние изменения скорости деформации на уровень прочностных свойств не учитывается.

Для ОЦК-металлов, включая стали, лучшим описанием зависимости напряжения течения S от скорости деформации $\dot{\epsilon}$ является уравнение

$$S = C + m' \ln \dot{\epsilon}, \quad (4)$$

где C — напряжение при соответствующей скорости деформации, m' — скоростная чувствительность. На рис. 4, *б* показан ход кривых растяжения железа при изменении температуры и скорости деформации — при повышении температуры (снижении скорости) деформации напряжение на кривой $S = f(\dot{\epsilon})$ возрастает во всем диапазоне деформаций.

Некоторые материалы имеют отрицательную чувствительность к скорости деформации. В этих материалах напряжение, необходимое для деформации материала с высокой скоростью деформации, меньше, чем напряжение, необходимое для его деформации при низкой скорости деформации. Такие материалы имеют зубчатый вид кривой $\sigma = f(\dot{\epsilon})$. Если проводить испытания на низкой скорости нагружения, деформация будет происходить таким образом, что одна область образца быстро деформируется, а остальная часть материала не деформируется вообще. Поскольку область деформации упрочняется, то она перемещается через материал как полоса Чернова—Людерса.

Эффект отрицательной скорости деформации может быть связан с закреплением дислокаций растворенными атомами. Как только область начинает деформироваться и дислокации, освободившись от растворенных атомов, могут перемещаться при меньших напряжениях,

чем требуется для начала деформации, деформация, сконцентрированная в смежных областях, формирует полосы, которые пересекают весь образец. При расширении полос Чернова—Людерса в них образуются новые дислокации, которые впоследствии вновь закрепляются растворенными атомами. Возрастание напряжения необходимо для начала пластической деформации.

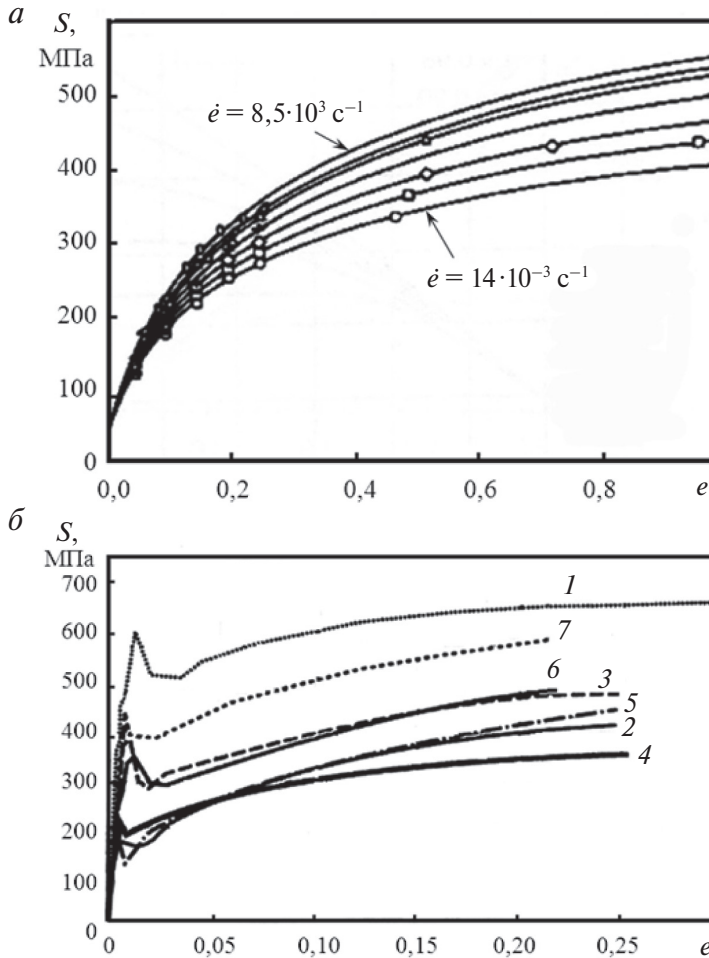


Рис. 4. Влияние температуры $t_{исп}$ и скорости деформации $\dot{\epsilon}$ на вид кривых растяжения в истинных координатах: а — для Cu при $t_{исп} = 25\text{ °C}$; б — для Fe:
 1 — $t_{исп} = 25\text{ °C}$, $\dot{\epsilon} = 2.5 \cdot 10^3\text{ c}^{-1}$; 2 — $t_{исп} = 25\text{ °C}$, $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-3}\text{ c}^{-1}$; 3 — $t_{исп} = 200\text{ °C}$, $\dot{\epsilon} = 2.5 \cdot 10^3\text{ c}^{-1}$;
 4 — $t_{исп} = 400\text{ °C}$, $\dot{\epsilon} = 2.5 \cdot 10^3\text{ c}^{-1}$; 5 — $t_{исп} = 600\text{ °C}$, $\dot{\epsilon} = 2.5 \cdot 10^3\text{ c}^{-1}$;
 6 — $t_{исп} = -20\text{ °C}$, $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^0\text{ c}^{-1}$; 7 — $t_{исп} = -100\text{ °C}$, $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-3}\text{ c}^{-1}$

Этот эффект впервые наблюдался Портевеном и Ле Шателье и называется динамическим старением [19, 23, 24]. Для алюминиевых сплавов эффект наблюдается при $\sim 25^\circ\text{C}$, в титановых сплавах — при 400°C , в низкоуглеродистых сталях при 200°C (рис. 5).

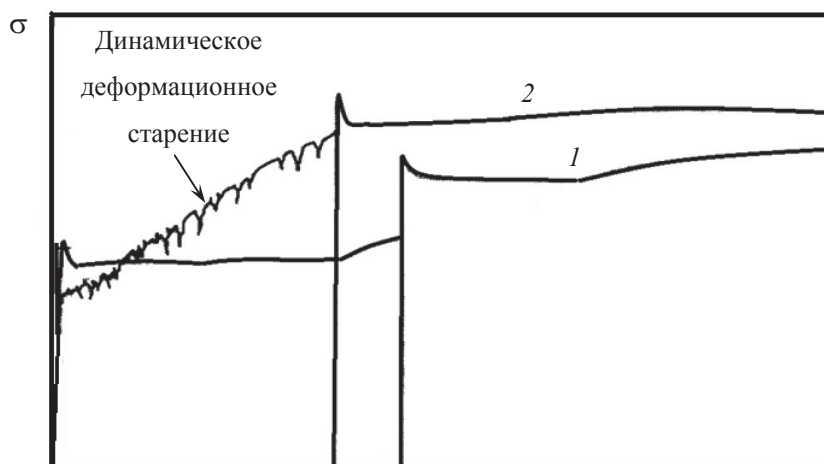


Рис. 5. Влияние температуры испытания на ход кривых растяжения для низкоуглеродистых сталей при $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$:

$$1 - t_{\text{исп}} = 25^\circ\text{C}; 2 - t_{\text{исп}} = 200^\circ\text{C}$$

Чувствительность к скорости деформации и температурная зависимость предела текучести тесно связаны между собой. Динамическое ДС включает в себя диффузию растворенных атомов, следовательно, температурный диапазон, наблюдаемый при динамическом старении, зависит от σ_T . При увеличении скорости деформации $\dot{\epsilon}$ оно происходит при более высоких температурах.

Коттрелл объяснил это явление взаимодействием примесей или вакансий с дислокациями. При определенной температуре и скорости деформации атомы внедрения оказываются настолько подвижными, что успевают мигрировать к движущимся дислокациям, которые, в свою очередь, снова отрываются от своих атмосфер. Однако при этом одновременно идет и процесс адсорбции атмосфер на движущихся дислокациях, и блокировка их движения, и повторное зарождение новых способных к движению дислокаций. На кривой растяжения $\sigma = f(\delta)$ этот процесс сопровождается образованием повторяющихся мелких зубьев текучести.

Роль вакансий заключается в том, что они обеспечивают закрепление дислокаций либо непосредственно сами, либо как носители

примесных атомов. Для объяснения эффекта Портевена–Ле Шателье в поликристаллах необходимо принять, что разблокировка (отрыв) дислокаций передается лавинообразно от зерна к зерну.

Индивидуальные дислокации не могут равномерно перемещаться в кристаллической решетке, и иногда они задерживаются на некоторое время. Такая задержка может происходить, например, у пересечений дислокаций или пиков внутренних напряжений. При остановке дислокации атомы растворенного элемента приобретают возможность диффундировать к ней и создавать дополнительное закрепление. Поэтому для того, чтобы дислокация могла двигаться дальше, необходимо повышение напряжения.

Зубцы на кривой исчезают, если температура деформации достаточно высока. Это связано с диффузией атомов растворенного вещества к движущимся дислокациям. Вероятно, этому процессу способствуют образующиеся во время деформации вакансии, которые соединяются с атомами примесей.

Динамическое ДС характерно не только для сталей, но и для других металлических материалов (латуни и другие сплавы на основе Cu, сплавы на основе Al) как в поликристаллическом состоянии, так и в монокристаллах.

2. Механизмы пластического течения сталей с деформационным старением

2.1. Деформация предтекучности

В растягиваемом образце всегда имеются неоднородности различного происхождения на различных масштабных уровнях даже при однородности структуры, фазового и химического составов металла.

Упругие напряжения неоднородно распределены по длине растягиваемого образца одного сечения (рис. 6), имеются разделенные примерно одинаковыми промежутками концентраторы напряжений, которые, вероятно, наиболее четко формируются вблизи порога упругости [17].

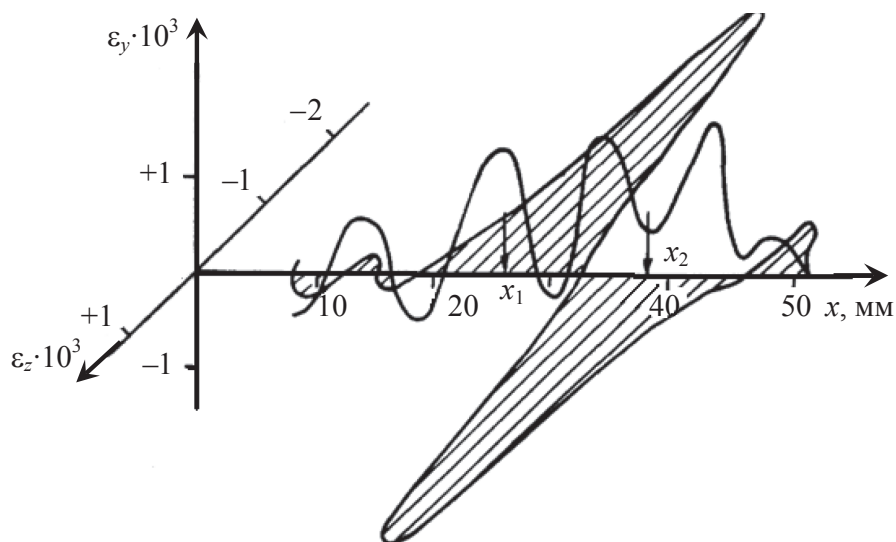


Рис. 6. Эволюция пространственной волны деформации по мере распространения ПЧЛ в стали 10Г2Ф [17]

В поликристаллическом образце зерна хаотически ориентированы, пластическое течение начинается в благоприятно ориентированных зернах, в которых максимальные касательные напряжения параллельны системам скольжения (для α -Fe $\langle 111 \rangle$, $\{110\}$ и $\{112\}$).

Наконец, закрепление дислокаций неоднородно по их длине. На перегибах дислокационной линии, не лежащих в направлении, предпочтительном для поглощения примесных атомов, нет атмосфер [13], а дисперсные частицы зарождаются исключительно на ступеньках дислокаций [2, 16]. Вследствие этого в любой структуре всегда имеются свободные дислокационные отрезки различной длины L_d , что определяется соотношением между общей длиной линий дислокаций (или плотностью дислокаций ρ_d) и концентрацией примесных атомов (c_A) и (или) плотностью дисперсных частиц — стопоров ($N_{ст}$). Данные особенности приводят к микропластической деформации (деформации предтекучести), протекающей между порогом упругости и площадкой (зубом) текучести (рис. 7).

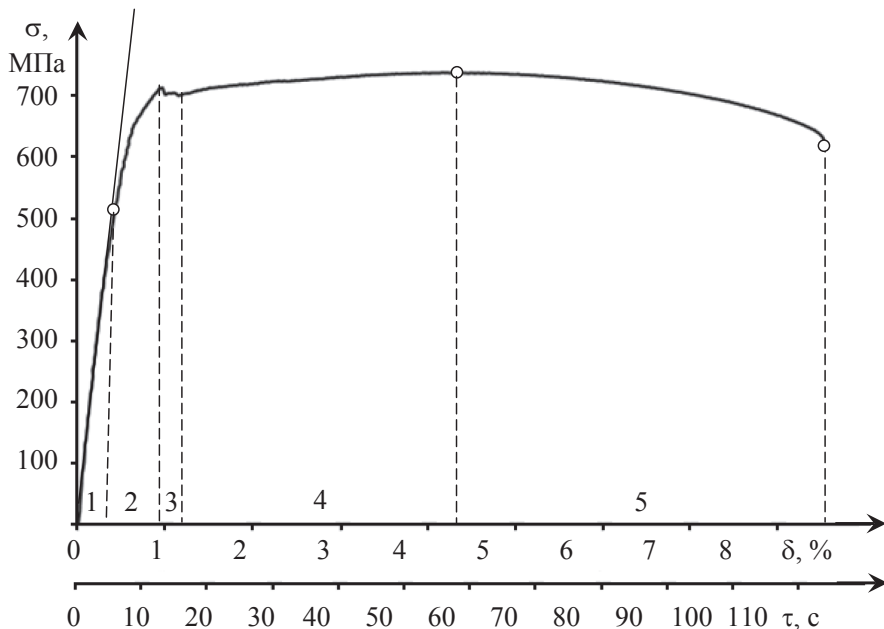


Рис. 7. Стадии деформации на кривой растяжения стали 08Г2МБ в состоянии после контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения и последующего низкотемпературного старения при 250 °С:

1 — упругая деформация; 2 — стадия предтекучести; 3 — площадка текучести; 4 — равномерная пластическая деформация; 5 — сосредоточенная пластическая деформация

Очевидно, на данном этапе нагружения образца существенное размножение дислокаций, например, источниками Франка—Рида не происходит, а микропластическое течение реализуется благодаря увеличению общей длины линии дислокаций L_d при выгибании свободных дислокационных отрезков с закрепленными концами, что описывается уравнением [13]:

$$\tau = \frac{Gb}{L_d}, \quad (4)$$

где τ — касательное напряжение, действующее на дислокационный отрезок размером L_d ; G — модуль сдвига; b — модуль вектора Бюргерса.

При выгибании дислокационного отрезка в полупетлю радиуса $L_d/2$ пластическая деформация сдвигом составляет [17]:

$$\varepsilon_{сдв} = \frac{\pi b \sqrt{\rho_d}}{8}, \quad (5)$$

где ρ_d — плотность дислокаций, см^{-2} .

Для отожженного металла плотность дислокаций составляет $\rho_d \approx 108 \text{ см}^{-2}$, модуль вектора Бюргерса $b \approx 3 \text{ \AA} = 3 \cdot 10^{-8} \text{ см}$, тогда величина сдвиговой деформации $\varepsilon_{сдв} \approx 10^{-4}$.

Если пластическая деформация происходит исключительно путем выгибания дислокационных отрезков суммарной длиной $L_{д\Sigma} \sim \rho_d$, то

$$\varepsilon_{сдв} = L_{д\Sigma}. \quad (6)$$

Из уравнений (5) и (6) следует, что степень пластической деформации на стадии предтекучести $\delta_{прт} (\varepsilon_{прт})$ возрастает с увеличением общей плотности (длины) незакрепленных дислокаций ($L_{д\Sigma}$, ρ_d) и уменьшением плотности их точек закрепления атмосферами и (или) дисперсными частицами.

Согласно уравнению (4), чем больше L_d , тем при меньшем напряжении τ возможен прогиб дислокаций, пока они не останутся дислокациями леса. Нарастающие напряжения при нагружении образца будут действовать в тех микрообъемах, в которых имеются дислокационные отрезки длиной $L_d > L_d^i$, соответствующие нагружению в данный i -момент времени τ_i ; тогда степень деформации предтекучести $\delta_{прт}$ при напряжениях ниже предела текучести будет определяться общей длиной свободных дислокационных отрезков.

На данной стадии нагружения изгиб дислокационных отрезков останавливается дислокациями леса в результате взаимодействия полей напряжений или протекания дислокационных реакций, при этом микрообъемы (зерна), в которых происходит деформация предтекучести, вначале разбросаны хаотически в растягиваемом образце (рис. 8). Однако под действием нарастающих напряжений около участков, в которых прошла микропластическая деформация, начинают формироваться каналы течений вдоль направлений максимальных касательных напряжений, расположенных под углом $\sim 45^\circ$ к оси нагружения (показаны пунктиром на рис. 8).

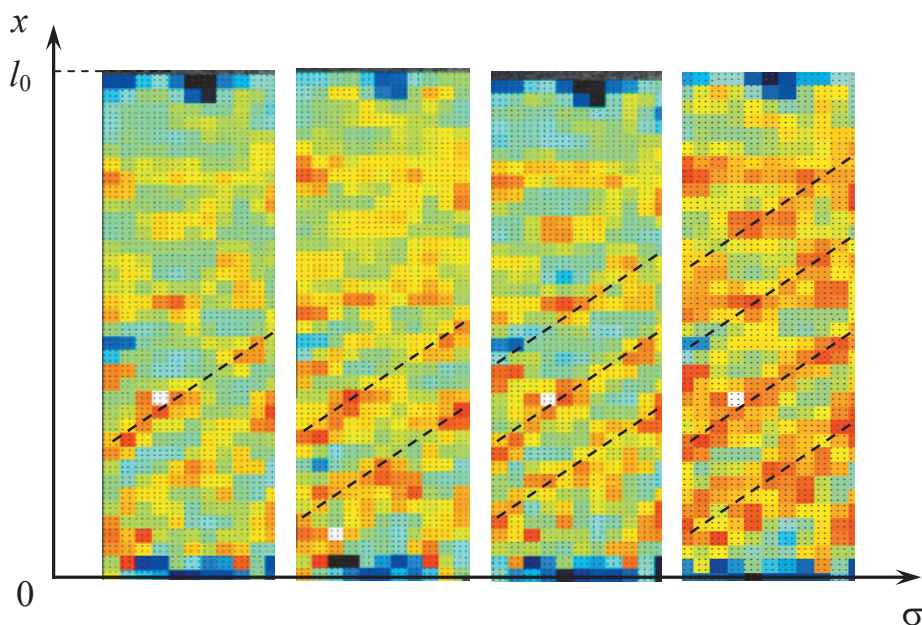


Рис. 8. Картины микропластической деформации на стадии предтекучести, полученные методом корреляции цифровых изображений при растяжении образца стали 08Г2БМ

Современное испытательное оборудование для проведения механических испытаний позволяет автоматизировать процесс получения и обработки измеряемых данных, а также получать принципиально новую информацию о свойствах материалов. Так, в последнее время при испытаниях на растяжение активно используется метод корреляции цифровых изображений КЦИ (digital image correlation — DIC), позволяющий на основе смещений компонент пластической дефор-

мации на поверхности образца проводить анализ поведения металла на разных стадиях деформации [18, 26, 29].

Проявление деформации предтекучести определяется также скоростью деформации $\dot{\epsilon}$. При относительно высоком значении $\dot{\epsilon}$ рост упругих напряжений значительно обгоняет их релаксацию путем микропластической деформации, что приводит к непрерывному накоплению упругих напряжений и в итоге — к формированию зуба текучести. Когда масштаб деформации предтекучести превышает рост упругих напряжений, на диаграмме нагружения зуб текучести отсутствует и наблюдается плавный переход от участка микропластической деформации к площадке текучести.

Итак, деформация предтекучести — это микропластическая деформация до зуба (площадки) текучести, связанная в основном с необратимым изгибом дислокаций в отдельных благоприятно ориентированных зернах. При напряжениях $\sigma < \sigma_T$ дислокационные отрезки длиной больше критической ($\Delta L_d > \Delta L_d^{кр}$), закрепленные на концах частицами, а не атмосферами, не способны оторваться от стопоров, преодолевать барьеры и работать в качестве источников Франка—Рида. Деформация предтекучести ($\delta_{прт} \sim 0,1 \dots 0,5 \%$) не вносит существенного вклада в пластическую деформацию образца, но является показателем присутствия в структуре металла дислокационных отрезков длиной больше критической. Ее отсутствие или малая величина при $\Delta L_d > \Delta L_d^{кр}$ должны способствовать увеличению протяженности площадки текучести δ_T .

2.2. Зуб текучести

Зуб текучести — это резкое падение напряжения от верхнего предела текучести σ_T^B до нижнего σ_T^H на кривой растяжения образца вследствие протекания с высокой скоростью процессов пластической релаксации. До этого момента масштаб пластической деформации весьма мал, поскольку значительная часть решеточных и зернограницных дислокаций, а также их источников была блокирована атмосферами примесных атомов и (или) дисперсными частицами размером $r \sim 100 \text{ \AA}$. На упругой стадии деформации вплоть до критического напряжения σ_T^B в растягиваемом образце накапливается высокий уровень упругой энергии $E_{упр}$ при заданной скорости $\dot{\epsilon}$. Повышение скорости деформации $\dot{\epsilon}$ способствует проявлению зуба текучести.

Накопление высокого уровня упругой энергии возможно при определенной силе закрепления дислокаций $F_{\text{закр}}$ примесными атомами или достаточной плотности точек закрепления (стопоров) дислокаций $N_{\text{ст}}$, т. е. длина свободного отрезка дислокаций $\Delta L = \rho_{\text{д}}/N_{\text{ст}}$ должна быть меньше критической ($\Delta L_{\text{д}} < \Delta L_{\text{д}}^{\text{кр}}$), необходимой для движения дислокаций при заданном напряжении.

Резкое падение напряжений на зубе текучести свидетельствует о лавинообразном возникновении и движении свободных дислокаций (свободных дислокационных отрезков длиной $\Delta L_{\text{д}} > \Delta L_{\text{д}}^{\text{кр}}$) в небольшом объеме металла у поверхности образца — о формировании зародыша полосы Чернова—Людерса.

Природа закрепления дислокаций атмосферами примесных атомов или выделившимися на них дисперсными частицами различна. Атмосферы в виде образовавшейся вблизи экстраплоскости цепочки растворенных атомов закрепляют дислокацию однородно, за исключением перегибов, где они образоваться не могут [13]. Разблокировка дислокаций происходит при размытии атмосферы при нагреве образца до температуры выше температуры их конденсации (для углерода в $t \sim 300$ °C) или путем отрыва их от атмосферы, что определяется энергией взаимодействия примесных атомов с дислокацией U . Напряжение отрыва дислокации от примесных атомов [17]:

$$\tau_{\text{отр}} \geq \frac{c_A U}{b^3}, \quad (7)$$

где c_A — концентрация примесных атомов в атмосфере; b — модуль вектора Бюргерса дислокации.

Величина U определяется природой примесных атомов — для атомов внедрения (C+N) она значительно больше, чем для атомов замещения Cu, Cr, Mo и др., сегрегации которых на дислокациях также приводят к деформационному старению. Концентрация примесных атомов в атмосфере определяется концентрацией твердого раствора c_0 и температурой T :

$$c_A \geq c_0 e^{U/KT}.$$

В α -Fe при $t \geq 300...350$ °C атмосферы углерода размываются при увеличении в них вакантных мест [13]. Следовательно, высвобождению дислокаций способствует возрастание концентрации избыточных вакансий в кристаллической решетке сплавов, которое так же,

как и повышение температуры, увеличивает диффузионную подвижность атомов.

При температуре значительно больше критической $T_{кр}$ дислокации перемещаются вместе со своей вначале низкоконцентрированной атмосферой. По мере продвижения дислокации растущая c_A увеличивает силы торможения дислокации, уменьшает ее скорость вплоть до остановки. Возрастание уровня напряжений приводит вновь к отрыву дислокации от атмосферы и повторению этих процессов, что на диаграмме растяжения проявляется как система чередующихся зубцов (эффект Портвейна—Ле Шателье).

Отрыв дислокаций от выделившихся на них дисперсных частиц второй фазы представляется иначе, чем отрыв от атмосферы. В отличие от атмосферы частицы распределены неоднородно по длине линии дислокаций, так как зарождаются исключительно на их ступеньках [19, 23, 24]. Такое распределение частиц приводит к разбросу по длине свободных дислокационных отрезков ΔL_d , закрепленных на концах частицами. Одновременно по мере возрастания плотности частиц (стопоров) $N_{ст}$ происходит уменьшение величины ΔL_d .

Дислокация «врастает» в зародившуюся на ней частицу, составляя элемент межфазной поверхности частица-матрица, так что отрыв от частицы этого участка дислокации невозможен [2]. Механизм отрыва дислокации от частицы можно представить подобно механизму огибания дислокациями неперерезаемых частиц, этапы которого показаны на рис. 9. Под действием возрастающих напряжений τ дислокационные отрезки между частицами изгибаются в дуги (рис. 9, а), их участки, имеющие различный знак вектора Бюргерса, притягиваются (рис. 9, б) и аннигилируют при встрече (рис. 9, в). Под действием линейного натяжения оторвавшаяся от частиц дислокация постепенно выпрямляется, оставив на частицах петли (рис. 9, г).

Закрепление дислокаций частицами повышает критическое напряжение σ_T^B и тем в большей степени, чем больше плотность частиц. Особенности закрепления дислокаций атмосферами примесных атомов и дисперсными частицами позволяют считать, что в одинаковых условиях нагружения образцов блокировка дислокаций концентрированными атмосферами является более жесткой (хотя бы в силу их непрерывности вдоль линии дислокации), чем блокировка дисперсными частицами, т. е. склонность к формированию зуба текучести при возникновении атмосфер выше. Очевидно, блокировка дислокации од-

новременно атмосферами и частицами, например в α -Fe или в низкоуглеродистых сталях, когда сегрегации Коттрелла трансформируются в Fe_3C при 250–300 °С, приводит к наиболее жесткому их закреплению.

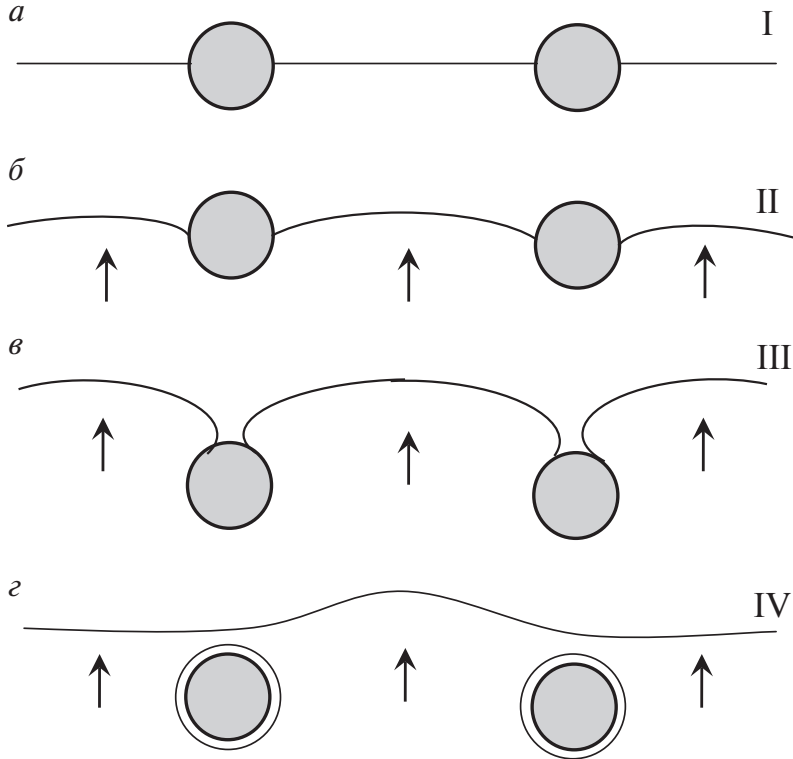


Рис. 9. Последовательность отрыва дислокации от закрепляющих ее частиц:

$$a - \tau_1 = 0; \text{б} - \tau_1 \neq 0; \text{в} - \tau_2 > \tau_1; \text{г} - \tau_3 > \tau_2$$

Освобождение неограниченно гибкой дислокации от ансамбля точечных препятствий, расположенных случайным образом, рассмотрено в [8]. Под действием напряжений τ дислокационные отрезки, закрепленные в двух точках, изгибаются по дуге (рис. 10). При превышении напряжения τ критического уровня $\tau_{\text{кр}}$ произойдет отрыв дислокации от первого препятствия, имеющего с ней минимальную энергию взаимодействия, а при дальнейшем увеличении напряжения τ — от последующих препятствий. Изучение такого отрыва (расцепления) дислокаций (unzipping — расстегивание молнии) на численных моделях показало, что процесс может закончиться отрывом дислокации лишь от одного препятствия или лавинообразным отрывом от ансамбля дислокаций.

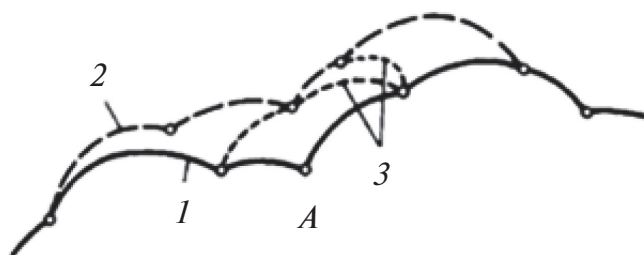


Рис. 10. Схема процесса отрыва (расщепления) дислокаций от частиц вторых фаз: 1 — исходное положение дислокаций; 2 — конечное устойчивое положение после отрыва в т. А; 3 — промежуточные неустойчивые положения

Такое заключение в конечном итоге совпадает с предположением, что лавинообразное высвобождение дислокаций на зубе текучести происходит при взаимодействии их с одной подвижной дислокацией [12].

Скачкообразный спад на кривой растяжения (в том числе зуб текучести) всегда обусловлен резким изменением макроскопической скорости деформации $\dot{\epsilon}$, которая пропорциональна скорости движения дислокаций V_d [13]:

$$\dot{\epsilon} = \rho_d b V_d. \quad (8)$$

При испытании образца на растяжение $\dot{\epsilon} = \text{const}$, и мгновенное увеличение V_d на зубе текучести реализуется согласно уравнению (8) за счет движения небольшого количества (при малой плотности ρ_d) разблокированных дислокаций.

Таким образом, в сплаве с закрепленными решеточными и зернограницными дислокациями пластическая деформация во всем объеме образца невозможна, темп пластической релаксации недостаточен, что приводит к накоплению значительного уровня упругой энергии. В этих условиях «прорыв плотины» — начало пластического течения — происходит при достижении критического напряжения σ_T^B путем быстрой разблокировки и движения сравнительно небольшого количества дислокаций в малом объеме образца — в зародыше полосы Чернова—Людерса, о чем свидетельствует малый прирост деформации на зубе текучести ($\Delta\delta_3$). Чем резче падение напряжения на зубе текучести, тем больше скорость (V_d) и меньше количество дислокаций (ρ_d), участвующих в течении (см. уравнение (8)), возможно, и меньше ширина зародыша полосы Чернова—Людерса.

«Оставшиеся» без дислокации атмосферы размываются, дисперсные частицы растворяются, примесные атомы переходят в твердый раствор, повышая вклад твердорастворного упрочнения $\Delta\sigma_{тр}$ при дальнейшем пластическом течении. Движущиеся дислокации поглощают малоподвижные связанные вакансии ($v-C$), атомы углерода стремятся «удержаться» на дислокациях, если они способны перемещаться вместе с ними [13].

Такое детальное рассмотрение процессов, протекающих на зубе текучести, позволяет заключить, что появление зуба текучести не определяется общим количеством дислокаций — важна нехватка носителей пластического течения, приводящая к недостаточной скорости снятия упругих напряжений. Повышение исходной суммарной плотности закрепленных и свободных дислокаций вызывает рост σ_t^B , поскольку дислокации «леса» затрудняют движение разблокированных дислокаций. Эти же препятствия приводят к увеличению и σ_t^H , так что, вероятно, высота зуба текучести $(\sigma_t^B - \sigma_t^H) \approx \text{const}$.

У довольно широкого круга образцов, особенно при повышенных температурах испытаний, на кривой растяжения зуб текучести отсутствует и кривая растяжения плавно переходит в площадку текучести (см. рис. 1). При этом отсутствие зуба текучести может наблюдаться одновременно с деформацией предтекучести (см. рис. 1, *з*) или без нее (см. рис. 1, *б*). Эти явления напрямую не взаимосвязаны и различаются в первую очередь тем, что деформация предтекучести реализуется необратимым изгибом дислокационных отрезков, неспособных в силу малости напряжений оторваться от стопоров, а на участке плавного выхода на площадку текучести происходит разблокировка и движение дислокаций. Условием, ответственным за отсутствие зуба текучести, является сравнительно слабое закрепление дислокаций вследствие малой энергии взаимодействия примесных атомов с дислокациями U , низкой концентрации атмосфер (см. уравнение (7)) или низкой плотности дисперсных частиц на дислокационных ступеньках. Это при имеющейся плотности дислокаций ρ_d приводит к значительной длине свободных отрезков дислокаций близкой к критической ($\Delta L_d \approx \Delta L_d^{кр}$).

В отличие от сильной блокировки дислокаций, когда накопление упругой энергии приводит к почти мгновенному отрыву большой группы дислокаций от стопоров, при слабом закреплении дислокаций происходит их постепенное освобождение по мере возрастания напряжений. Это позволяет предположить, что, кроме рассмотренного выше

чисто силового механизма отрыва дислокаций от стопоров, может присутствовать и вклад диффузионной составляющей.

Таким образом, к моменту выхода на площадку текучести возникает по различным механизмам первая порция подвижных дислокаций в весьма малом объеме образца — в зародыше полосы Чернова–Людерса. При этом в большей части образца сохраняется неспособная к пластическому течению исходная структура с закрепленными дислокациями.

2.3. Зарождение полосы Чернова–Людерса

В последнее время перспективным направлением изучения механического поведения металлических материалов при растяжении является метод корреляции цифровых изображений (КЦИ) [18, 25, 29]. Для получения цифровых изображений пластического течения на любой стадии деформации поверхность образца покрывают специальным красочным покрытием, что позволяет при калибровке образца разбить ее на множество ячеек для анализа методом кросскорреляции (оценка смещения точки поверхности в пределах каждой элементарной ячейки в двух последовательных кадрах). Полученное в процессе нагружения смещение точек (элементарных ячеек) на поверхности образца программно обрабатывается, в результате чего получается цифровая цветовая картина (изображение) в любой момент времени. Для описания картины пластического течения наиболее часто используют перемещение, описывающее локальную одномерную деформацию ε_{yy} в направлении оси растяжения (по длине образца).

Зародыш полосы Чернова–Людерса (ЗПЧЛ) — ее начальный участок, возникший на одной грани образца вблизи головки и растущий по направлению к противоположной грани под углом $\sim 45^\circ$ к его оси (рис. 11). ЗПЧЛ имеет закономерности образования и роста отличные от тех, которые реализуются при расширении (росте) полосы Чернова–Людерса (ПЧЛ) вдоль оси образца.

С помощью метода статических спекл-изображений установлено [4], что возникновение ЗПЧЛ происходит на участке микропластической деформации сразу после достижения предела пропорциональности, а его поперечный рост приходится как на восходящую, так и ниспадающую ветви зуба текучести.

Считается [6], что ЗПЧЛ образуется из малой пластически деформированной области образца, в которой действует концентратор напряжений. Определяющую роль в образовании ЗПЧЛ играет поверхность образца. Поскольку поверхность является источником и стоком дислокаций и вакансий, то вблизи нее происходит быстрая разблокировка исходных дислокаций [16]. По этой же причине упрочнение приповерхностных слоев меньше, чем объема деформируемого тела.

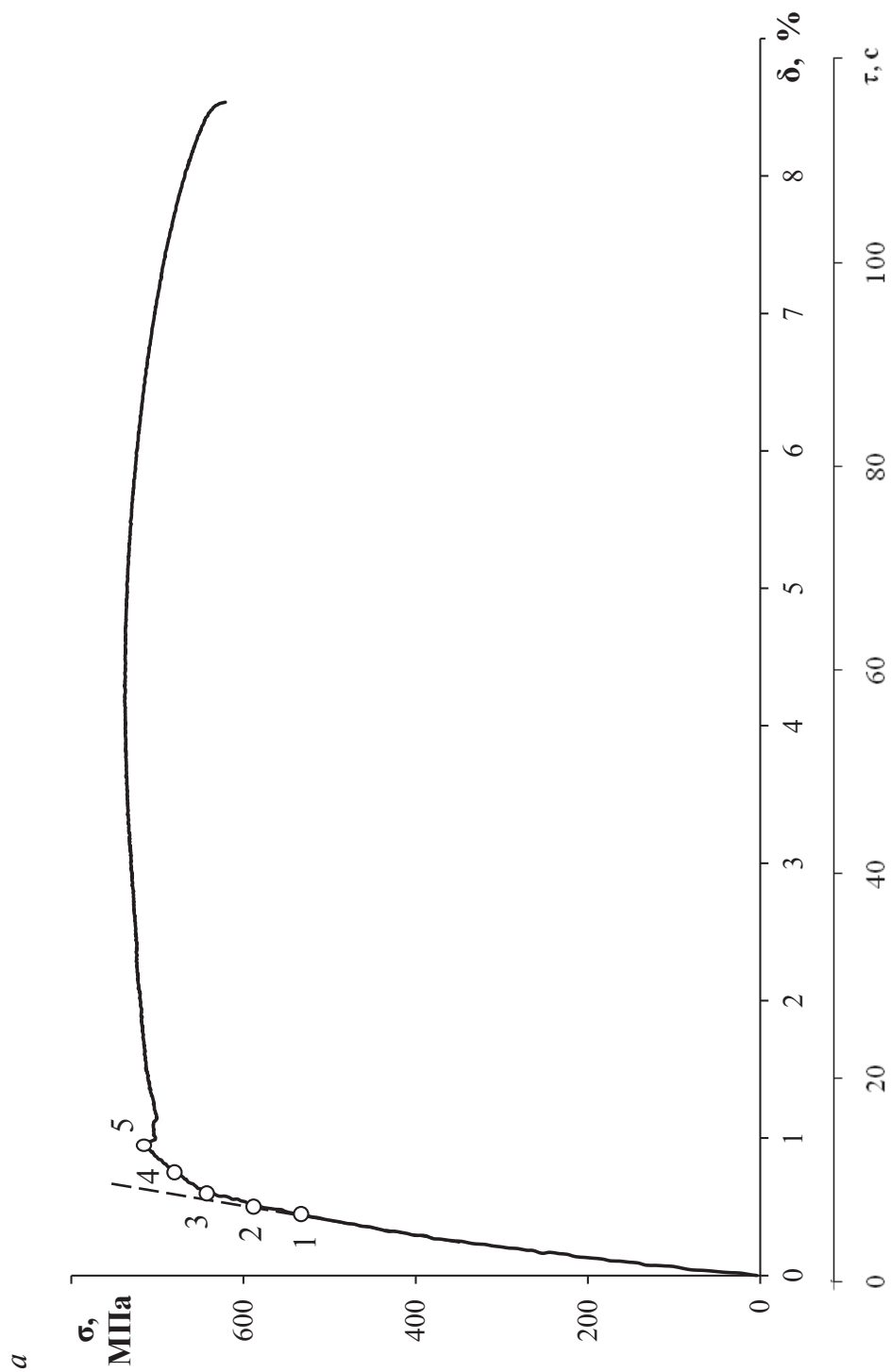
Уступ на поверхности является концентратором напряжений с линиями максимальных растягивающих напряжений под углом $\sim 45^\circ$ к сторонам уступа. Уступы могут одноразово испускать дислокации, и здесь напряжение ее старта вдвое меньше, чем в объеме. В приповерхностных слоях рассматривается действие однополюсных источников (рис. 12), имеющих напряжение старта значительно меньшее, чем у двухполюсных источников [12]. Испускание дислокации поверхностной ступенькой, генерирование дислокационной полупетли однополюсным источником, вероятно, не являются альтернативными явлениями. Их можно рассматривать как одно явление, описываемое разными моделями, поскольку поверхностная ступенька как концентратор напряжений определяет место, время и направление срабатывания однополюсного источника.

При реакции свободной дислокации, испущенной приповерхностным источником, с закрепленной исходной дислокацией образуются два отрезка с соответствующими векторами Бюргерса, которые могут перемещаться и освобождать остальные участки линии дислокаций [12].

Цифровое моделирование расщепления дислокаций фактически является детализацией процесса: движущийся дислокационный отрезок разблокирует группу (ансамбль) других дислокаций.

Движение разблокированных дислокаций формирует локализованный в одной системе скольжения сдвиг в направлении максимальных касательных напряжений. На полированной поверхности появляется пачка параллельных линий скольжения (полоса скольжения) — зародыш полосы Чернова–Людерса.

Такая ситуация весьма подобна той, которая имеется на I стадии деформации монокристаллов, когда редкое пересечение и размножение дислокаций одной системы скольжения приводит к слабому деформационному упрочнению [4]. В этом, вероятно, причина слабого упрочнения и малого повышения плотности дислокаций при возникновении ЗПЧЛ.



б

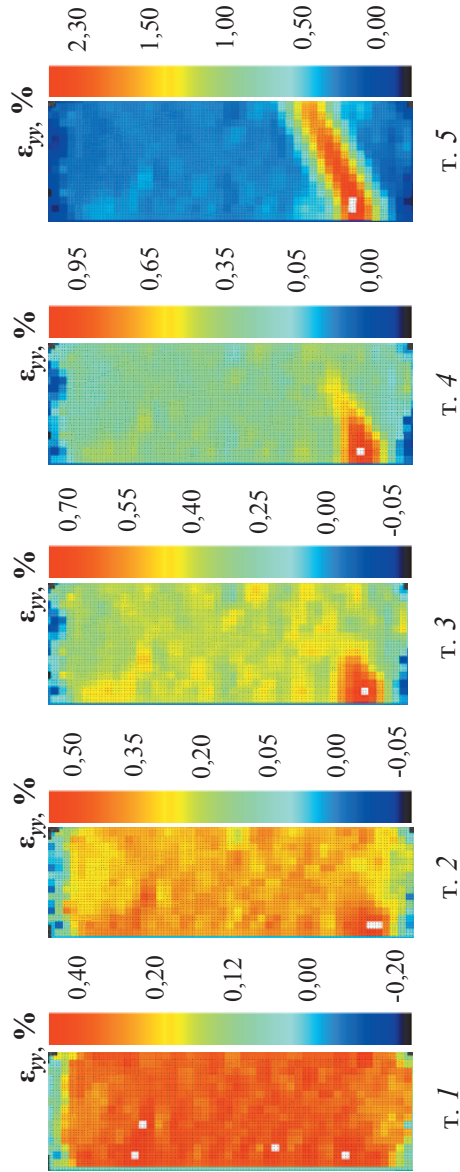


Рис. 11. Кривая растяжения образца стали 08Г2БМ (а) и картины пластической деформации (б), полученные методом корреляции цифровых изображений при зарождении полосы Чернова–Людерса (номера соответствуют точкам на кривой растяжения)

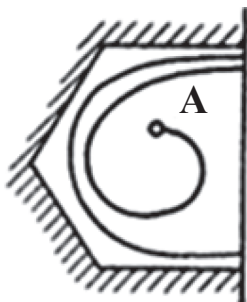


Рис. 12. Однополюсный дислокационный источник с выходом на свободную поверхность

Возникший на стадии упругой деформации (до зуба текучести) приповерхностный концентратор напряжений (т. 2 на рис. 11), окруженный пластически деформированной областью ($\varepsilon_{yy} \approx 0,5\%$), является тем исходным элементом, от которого начинается формирование ЗПЧЛ. По мере нагружения образца зародыш, увеличиваясь в размере, приобретает трапецидальную форму вследствие того, что протяженность (скорость роста) входящих в него полос скольжения возрастает от будущего неподвижного фронта к подвижному (т. 3 и 4 на рис. 11). В желтоокрашенных областях и по бокам трапецидального зародыша, в которых степень деформации ниже, чем в центре, вероятно, происходит разблокировка дислокаций.

ЗПЧЛ в образце расположен так, что не связан с начавшими ранее формироваться каналами течения, которые по мере роста зародыша разгружаются — пластическое течение здесь затухает.

Быстрый продольный рост ЗПЧЛ (от одной стороны образца к другой) — скачок разгрузки, что позволяет надежно отождествлять зуб текучести с ЗПЧЛ (т. 5 на рис. 11). Замедленный постепенный рост ЗПЧЛ при слабом неоднородном закреплении дислокаций не сопровождается возникновением зуба текучести.

Скорость продольного роста и ширина ЗПЧЛ, как и любой полосы скольжения, определяется мобильностью дислокаций M_d — силой их торможения, легкостью переползания и поперечного скольжения. С повышением M_d скорость продольного роста и ширина полосы скольжения должны увеличиваться, но для ЗПЧЛ важен другой фактор — степень и однородность закрепления дислокаций. Жесткое однородное закрепление дислокации, приводящее к накоплению высокого уровня упругой энергии, способствует огромной скорости продольно-

го роста ЗПЧЛ, уменьшению их ширины и роста плотности дислокаций, тогда как слабое неоднородное закрепление дислокаций должно оказывать противоположное влияние на эти параметры.

Пластическое течение в ЗПЧЛ, приводящее к разгрузке остальных объемов, создает местное утонение данного сечения образца, которое увеличивается по мере поперечного роста ПЧЛ и обнаруживается визуально при растяжении образца.

2.4. Движение полос Чернова–Людерса

На рис. 13 приведена схема строения растущей полосы Чернова–Людерса (ПЧЛ), обобщающая известные к тому времени экспериментальные данные и их трактовку [8]. В полосе Чернова–Людерса можно выделить четыре области. В *области 1* действует напряжение σ_i ниже критического σ_T^B , пластическое течение отсутствует и сохраняется исходная структура с закрепленными дислокациями. В примыкающей к фронту ПЧЛ узкой *области 2* при $\sigma_i > \sigma_T^B$ происходит разблокировка дислокаций. В *области 3* начинается работа дислокационных источников, скольжение происходит в одной-двух системах. В *области 4* ($\sigma_i = \sigma_T^B$), расположенной за фронтом ПЧЛ, пластическая деформация протекает с участием поперечного скольжения.

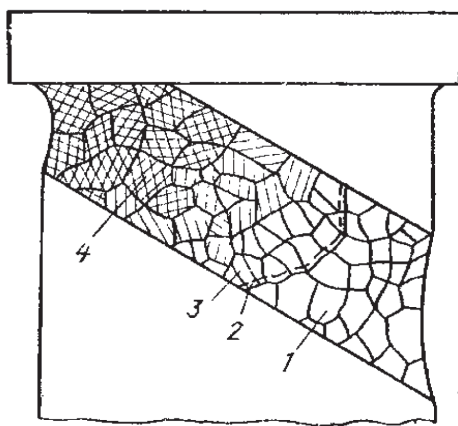


Рис. 13. Пластическая деформация в полосе Чернова–Людерса [8]:

1 — недеформированная область; 2 — область перед фронтом; 3 — фронт продеформированной области; 4 — продеформированная область

С позиции сегодняшнего дня данная схема нуждается в трансформации, уточнении и детализации отдельных моментов.

Особого внимания заслуживает область 2, которая контролирует все параметры роста ПЧЛ. На рис. 13 она размещена перед фронтом полосы. Однако если рассматривать фронт ПЧЛ как границу, разделяющую деформированные и недеформированные объемы металла, то область 2 должна принадлежать ПЧЛ, поскольку разблокировка дислокаций происходит при их первоначальном движении. Просматривается полная аналогия процессов, протекающих при выходе кривой растяжения на площадку текучести (с зубом текучести или без него) в области 2. При этом, в отличие от зародыша ПЧЛ, область 2 не дает на диаграмме растяжения стадии нагрузки, так как разупрочнение в ней сопровождается наклепом (приростом напряжения $\Delta\sigma_c$) в соседней области 4, которая и порождает область 2.

Напряжение (работу) разблокировки дислокаций в области 2 можно оценить по величине зуба текучести как разницу между верхним σ_T^B и нижним σ_T^H пределом текучести:

$$\sigma_{\text{разб}} = \sigma_T^B - \sigma_T^H. \quad (10)$$

Нужно ли вводить напряжение $\sigma_{\text{разб}}$ и когда, если при определении вклада деформационного старения в предел текучести металла, подобный механизм упрочнения уменьшит вклад остальных механизмов упрочнения? Покажем это на нескольких примерах.

Во-первых, слагаемое $\sigma_{\text{разб}}$ необходимо вычлениить, чтобы показать высокоэнергетический процесс разблокировки дислокаций, который контролирует все параметры пластической деформации на площадке текучести. Во-вторых, с помощью уравнения (2), в которое входит $\sigma_{\text{разб}}$ ($\sigma_{\text{отр}}$), можно объяснить экстремально сильное возрастание σ_T^H (σ_T) и отсутствие стадии равномерной деформации ($\delta_p \rightarrow 0$) в образцах, испытавших небольшую (в несколько процентов) пластическую деформацию с последующим низкотемпературным нагревом (кривая типа VI, рис. 1). Наконец, на многих кривых растяжения в конце площадки текучести наблюдается спад напряжения (см. рис. 1), который, вероятно, обусловлен спадом нагрузки при движении ПЧЛ в конце рабочей части образца, где уже произошла разблокировка дислокаций, т. е. нет вклада $\sigma_{\text{разб}}$.

Таким образом, энергия закрепления дислокаций и их разблокировки определяет уровень σ_T , а также скорость роста ПЧЛ, протяжен-

ность площадки текучести δ_t как и другие параметры эффекта деформационного старения (момент возникновения зародыша ПЧЛ и его исходную ширину).

Полоса Чернова–Людерса состоит из трех зон — активной (АЗ), релаксационной (РЗ) и зоны разблокировки дислокаций ($Z_{разб}$), фронтом называется граница между деформированным (ПЧЛ) и недеформированными участками образца. Существует неподвижный фронт, возникающий при образовании зародышей ПЧЛ, и подвижный фронт, перемещение которого вдоль оси растягиваемого образца приводит к росту (уширению) ПЧЛ.

Формирование зародыша ПЧЛ заканчивается, когда пластический сдвиг, начавшийся на одной стороне образца, достигает противоположную. Белый участок вблизи поверхности образца (стрелка К, рис. 14, а), имеющий наибольшую сдвиговую деформацию (компоненту ε_{yy}), показывает расположение приповерхностного концентратора напряжений, который ответственен за формирование активной зоны (АЗ), в которой, судя по цвету и кривой на рис. 14, $\varepsilon_{yy} = 1,8...2,1\%$ в данный момент растяжения образца.

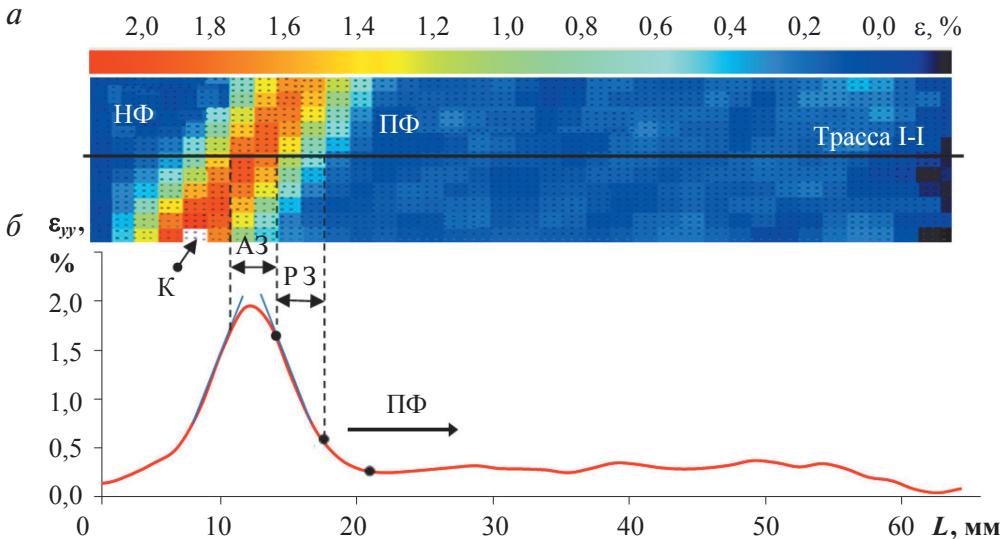


Рис. 14. Картина пластического течения (а) и распределение деформации ε_{yy} вдоль оси по трассе I–I (б) на площадке текучести, $\delta = 0,7\%$:

К — концентратор деформации (напряжений) вблизи боковой поверхности образца; ПФ — подвижный фронт полосы Чернова–Людерса; НФ — неподвижный фронт; АЗ — активная зона, РЗ — релаксационная зона

В этом проявляется главная особенность пластического течения на площадке текучести: наиболее сильный концентратор напряжения вызывает пластический сдвиг в крайне локализованном объеме образца, поскольку в других областях дислокации закреплены.

Случай, когда сдвиговая деформация ε при напряжении течения τ приводит к движению дислокаций плотностью ρ_d , описывается следующими уравнениями [14]:

$$\tau = \frac{Gb\sqrt{\rho_d}}{2};$$

$$\rho_d = 2,8 \cdot 10^8 \varepsilon;$$

$$\tau = 0,8 \cdot 10^4 Gb\sqrt{\varepsilon}.$$

Если скорость макроскопической деформации образца постоянна $\dot{\varepsilon}$, то при увеличении плотности дислокаций скорость их движения V_d уменьшается [13]:

$$\dot{\varepsilon} = G\rho_d V_d.$$

Следовательно, скорость движения дислокаций при росте ПЧЛ, а также в ее активной зоне существенно меньше таковой при формировании зародыша ПЧЛ.

Методом анализа спекл-изображений установлено [4], что скорость движения одиночного фронта постоянна и составляет 0,13...0,15 мм/с, а угол наклона фронта к оси растяжения составляет $+45^\circ$... -45° . По мере приближения полосы к захвату фронт всегда ориентирован перпендикулярно к оси растяжения. В случае зарождения ПЧЛ в средней части образца наблюдается движение двух фронтов в противоположных направлениях (рис. 15).

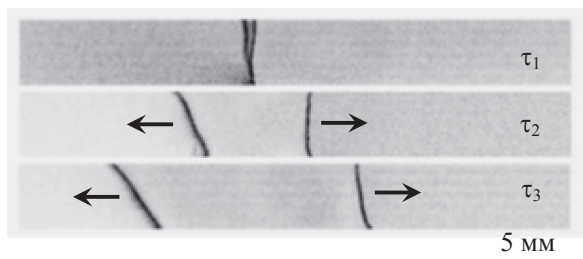


Рис. 15. Расщепление фронта полосы Чернова—Людерса на поверхности рабочей части образца в ходе растяжения [4]

Вначале они движутся с одинаковыми скоростями 0,08 мм/с. По мере приближения одного из фронтов к концу рабочей части его скорость падает до нуля, а скорость второго пропорционально растет до удвоения значения после остановки первого фронта. Таким образом, общая скорость распространения ПЧЛ постоянна на протяжении всей площадки текучести. По нашему мнению, это определяется скоростью снятия упругих напряжений в образце, что зависит от совокупного действия факторов: инструментального — скорости нагружения образца и физического — силы закрепления дислокаций, скоростей возникновения и движения дислокаций, совершающих пластическое течение при движении ПЧЛ. Таким образом, независимо от числа формирующихся полос и числа перемещающихся в рассматриваемый момент времени фронтов ПЧЛ скорость расширения деформированной зоны образца остается постоянной на всей площадке текучести [4].

Активная зона ПЧЛ — это своеобразный реактор, в котором под действием приповерхностного концентратора напряжений непрерывно генерируются и перемещаются в полосах скольжения дислокации обычно одной системы. Судя по наибольшему уровню ε_{yy} (см. рис. 14) плотность накопленных в АЗ дислокаций максимальна.

Поверхность полос скольжения является концентратором напряжений в n раз более сильным, чем исходный концентратор напряжений, породивший n дислокаций. Это способствует работе новых источников дислокаций в соседних областях, вероятность чего возрастает с уменьшением их количества [14]. Происходит передача сдвига — рождение от исходной новой полосы скольжения без проникновения через их поверхность дислокаций. Возможен также выход дислокаций двойным поперечным скольжением из функционирующей плоскости скольжения.

К этому прибавляется действие осмотической силы, величина которой соизмерима с силой, приложенной к образцу [13]. Движение и перемещение дислокаций в АЗ приводит к существенному повышению концентрации вакансий и их дрейфовой диффузии за пределами АЗ. Этому способствует большой градиент напряжений, судя по градиенту ε_{yy} — градиент химического потенциала, порождающий потоки вакансий и, как результат, осмотическую силу.

Активная зона окружена релаксационными зонами, в которых в силу отсутствия концентраторов напряжений все процессы вызваны нарастающими в АЗ напряжениями. Релаксационная зона имеет

свои отличные от АЗ закономерности формирования структуры, распределения напряжений (степени пластической деформации) и др. В частности, на диаграмме $\varepsilon_{yy} = f(L)$ (см. рис. 14, б) в РЗ, располагающейся между точками перегиба 1 и 2, имеется линейное падение ε_{yy} , удаленное от АЗ. Это позволяет ожидать в РЗ постепенное увеличение расстояний между полосами скольжения и снижение плотности дислокаций в них с ростом длины образца L .

Следует подчеркнуть, что в активной и релаксационной зонах дислокации подвижны, избыточные вакансии свободны и их разблокировка произошла «раньше» за пределами этих зон. Судя по изменению хода кривой $\varepsilon_{yy} = f(L)$ (см. рис. 14, б), этому критическому событию, когда закончилось освобождение носителей пластического течения, соответствует т. 2. Область 2–3 на рис. 14, б и соответствующий ей участок на рис. 14, а, где происходит разблокировка дислокаций и их источников, появление избыточных свободных вакансий при сравнительно небольшой пластической деформации, будем называть зоной разблокировки ($Z_{\text{разб}}$) — она расположена на периферии растущей ПЧЛ.

Скоординированное расширение активной и релаксационной зон и зоны разблокировки приводит к продольному росту полосы Чернова–Людерса при непрерывном увеличении в ней степени пластической деформации (см. рис. 15). При дальнейшем прогрессирующем росте ПЧЛ ситуация меняется.

Анализ компоненты деформации ε_{yy} показал, что на стадии упругой деформации (предтекучести) в образце возникают расположенные периодически (через 10...15 мм) по длине образца области, в которых прошла весьма небольшая ($\varepsilon_{yy} = 0,05...0,10\%$) необратимая пластическая деформация (см. рис. 8, 16). Это можно рассматривать как проявление узлов (максимумов напряжений) стоячей волны упругих напряжений в нагруженном образце. Так как волна отражается от поверхности тела, то длина волны определяется размером образца и по длине образца всегда возникает целое число длин волн (в данном случае 4).

Узлы (максимумы) упругой волны являются концентраторами напряжений (КН), инициирующими пластическую деформацию, локализованную в каналах течения (КТ). В пределах стадии макроупругой деформации узлы волн (КН) имеют близкую величину ε_{yy} . Однако при пластическом течении ближайший к неподвижному захвату машины КН1 (КТ1) имеет максимальную величину ε_{yy} , которая постепенно снижается при переходе от одного КТ к другому в направлении подвижного захвата.

Картины корреляции цифровых изображений пластического течения металла показывают, что участки красного цвета с максимальной $\varepsilon_{yy} \approx 0,2\%$, разбросанные в основном хаотически на поверхности образца (см. рис. 8), постепенно стыкуются, локализуясь в направлении максимальных касательных напряжений, и становятся объемными концентраторами напряжений. Расположение данных участков с периодом $\sim 10...15$ мм повторяет расположение КТ. Это дает основание считать, что под действием объемных концентраторов напряжений каналы течения активируются уже при микропластической деформации на этапе предтекучести.

С появлением приповерхностного концентратора напряжений (т. 2–4 на рис. 11) и полосы Чернова–Людерса (т. 5 на рис. 11) другие участки образца разгружаются и контраст на КТ постепенно слабеет. Каналы течения вновь активно «заработают» при прогрессирующем росте полосы Чернова–Людерса, когда произойдет разблокировка дислокаций.

При начальном продольном росте (расширении) ПЧЛ все параметры первого пика на кривой $\varepsilon_{yy} = f(L)$ (высота ε_{yy}^{\max} , ширина на половине высоты $b_{0,5}$, площадь S) монотонно возрастают (рис. 16).

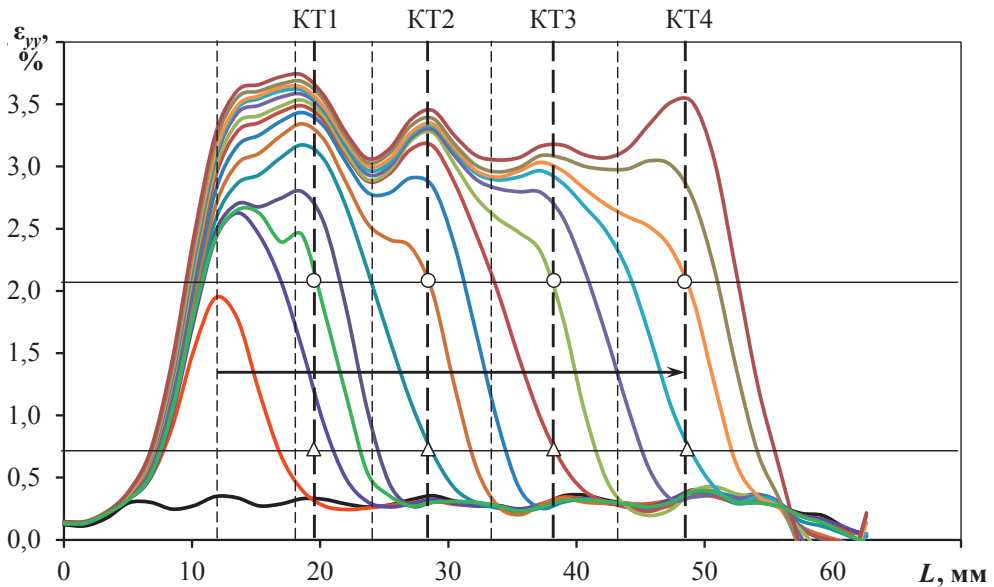


Рис. 16. Распределение деформации ε_{yy} по длине образца на площадке текучести: Δ — узлы разблокировки дислокаций; \bigcirc — узлы активации каналов пластического течения; \rightarrow — движение полосы Чернова–Людерса

В то же время пик остается симметричным, хотя «левый» неподвижный фронт крайне инертен, особенно в основании, а градиент $\Delta\epsilon_{yy}/\Delta L$ (угол φ) и «правого» подвижного остаются постоянными. Это обусловлено направленным смещением по диаграмме всего пика — синхронного перемещения и роста входящих в него АЗ, РЗ и $Z_{\text{разб}}$.

Ситуация меняется, когда $Z_{\text{разб}}$ достигает канала течения I — на кривой $\epsilon_{yy} = f(L)$ появляется перегиб, связанный с возникновением нового пика и наложением его на предыдущий (см. рис. 16). При этом у подвижного фронта возрастает градиент деформации. Это можно трактовать так: когда зона разблокировки (на рис. 8 выделена штриховкой) достигла окрестностей КТ1, происходит пластическое течение освободившихся дислокаций и формирование как бы нового зародыша под действием объемного концентратора напряжений (КН1). Это придает пластическому течению на площадке текучести пульсирующий характер. Совокупность данных процессов повторяется при эстафетной активации каналов течения 2, 3, 4, что видно на рис. 16 и из данных табл. 6.

Таблица 6

Параметры кривой $\epsilon_{yy} = f(L)$

Номер канала	L , мм	$\Delta L^{\text{КТ}} = L_i - L_{i-1}$, мм	$\epsilon_{yy}^{\text{разб}}$, %	$\epsilon_{yy}^{\text{КТ}}$, %	$\epsilon_{yy}^{\text{max}}$, %
Зародыш ПЧЛ	12	—	0,65	—	2,6
1	19	7	0,65	2,1	3,6
2	29	10	0,65	1,9	3,4
3	39	10	0,76	2,1	3,1
4	49	10	0,65	2,1	3,5

Примечание. Расположение каналов течения (КТ) на рабочей части образца ($L^{\text{КТ}}$), расстояние между ними ($\Delta L^{\text{КТ}}$), компоненты степени деформации (ϵ_{yy}) при разблокировке дислокаций ($\epsilon_{yy}^{\text{разб}}$), в момент активации КТ ($\epsilon_{yy}^{\text{КТ}}$) и ее максимальное значение ($\epsilon_{yy}^{\text{max}}$).

Расстояние ΔL между зародышами ПЧЛ и КТ1 не может совпадать с ΔL между каналами течения, поскольку первый активировался «случайным» приповерхностным концентратором напряжения, а КТ связан с максимумами (узлами) упругих напряжений в растягиваемом образце. Несовпадение других параметров для КТ1 ($\epsilon_{yy}^{\text{разб}}$, $\epsilon_{yy}^{\text{КТ}}$, $\epsilon_{yy}^{\text{max}}$) с таковыми для других каналов течения можно объяснить тем, что в силу быстрого продольного роста зародыша ПЧЛ не удалось при этом зарегистрировать изменение картины пластической деформации.

Ротация пластического течения в ПЧЛ проявляется в постепенном изменении угла наклона фронта ПЧЛ от 45 до 90° к оси растяжения (рис. 17). Разворот быстрее происходит у неподвижного фронта, чем у подвижного.

Таким образом, при росте ПЧЛ реализуется особый механизм пластического течения в виде эстафетной активации каналов течения с последующей существенной пластической деформацией, приводящей к их постепенному объединению. Такая мода пластического течения рассматривается как прогрессирующий рост ПЧЛ на площадке текучести.

Волнообразный характер распределения степени пластической деформации ε_{yy} по длине образца проявляется на полях корреляции цифровых изображений как чередование красных полос с ε_{yy}^{\max} в растущей ПЧЛ. Важно, что такой контраст сохраняется не только в пределах площадки текучести, но и на параболической стадии деформации вплоть до временного сопротивления σ_b (рис. 17).

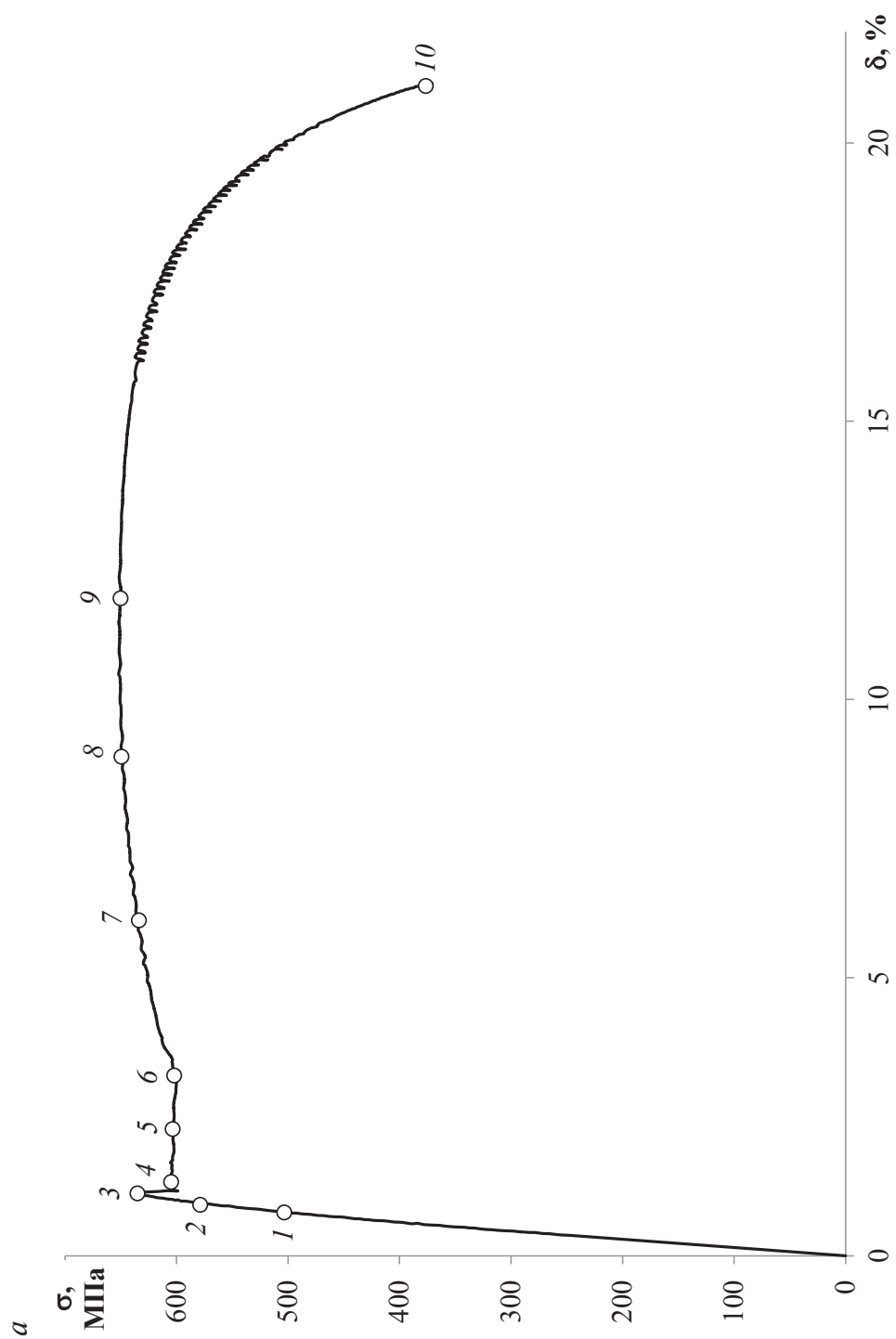
Таким образом, изучение каналов течения методом КЦН позволило сделать выводы:

- при равномерной деформации через действие каналов течения сохраняется структура и мода пластического течения так же, как и на площадке текучести, т. е. вплоть до σ_b сохраняется наследование деформационного старения;
- на стадии равномерной деформации активные зоны каналов течения еще не полностью сливаются, ресурс пластического течения по данной моде остается до тех пор, пока активная зона не «пройдет» через всю рабочую часть образца.

Максимальные амплитуды деформации у каналов течения соотносятся как $\varepsilon_{yy}^{\max}(\text{КТ1}) > \varepsilon_{yy}^{\max}(\text{КТ2}) > \varepsilon_{yy}^{\max}(\text{КТ3}) > \varepsilon_{yy}^{\max}(\text{КТ4})$, что может быть связано с различной величиной концентраторов напряжений. Однако более вероятна другая причина — «зрелость» КТ, которая определяется временем его действия.

Канал течения 3 и тем более КТ4 сформировались последними, профили кривых $\varepsilon_{yy} = f(L)$ еще не сблизились и амплитуды сравнительно невелики.

«Созревание» каналов течения, продолжающееся и после площадки текучести, приводит к сближению и расширению профилей деформации, росту амплитуды и сглаживанию перегибов, что наиболее наглядно наблюдается для КТ1.



б

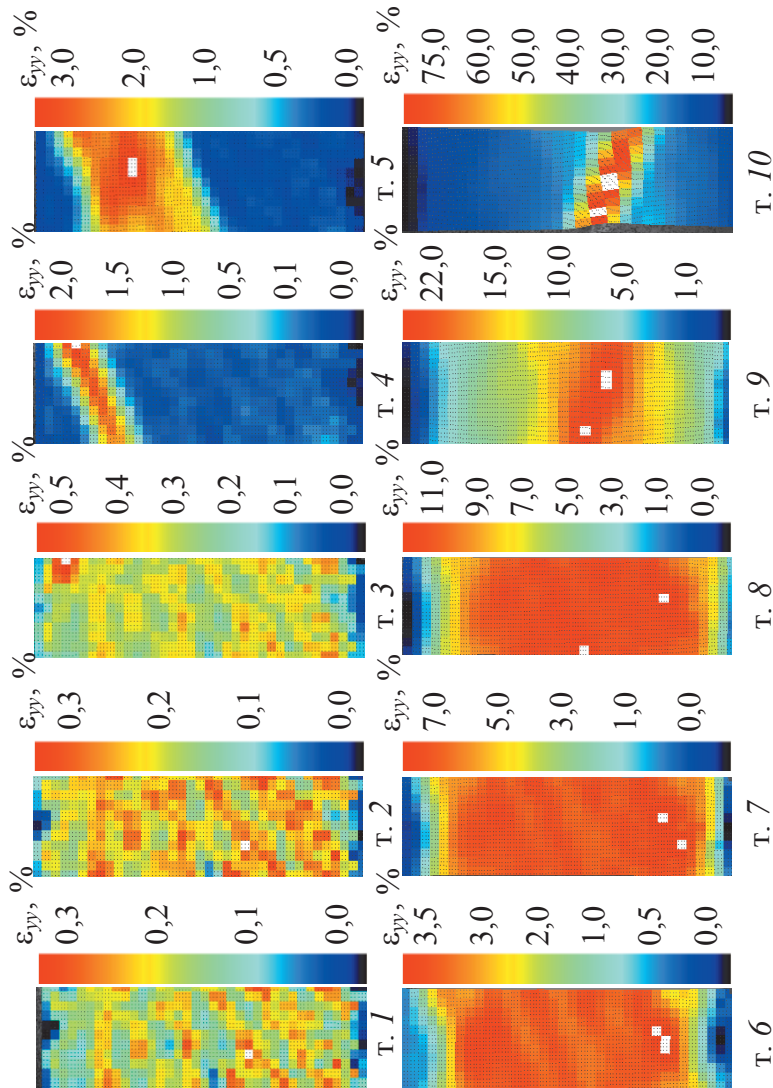


Рис. 17. Кривая растяжения стали 08Г2БМ (а) и картины пластического течения на разных стадиях деформации (б)
(номера соответствуют точкам на кривой растяжения)

Из данного тренда выделяется последняя кривая, соответствующая каналу течения 4 на рис. 16. В сравнении с финишными кривыми у других КТ для нее характерны более высокая амплитуда и угол наклона ниспадающей ветви, у которой отсутствует зона разблокировки. Это соответствует на диаграмме растяжения, что типично для многих образцов, небольшому провалу напряжения течения в конце площадки текучести. Видимо, последний участок рабочей части образца ПЧЛ проходит наиболее легко, поскольку здесь не требуется затраты энергии на разблокировку дислокации.

Пересечение полос Чернова—Людерса. Во многих случаях при формировании первой ПЧЛ практически одновременно происходит возникновение встречного зародыша ПЧЛ, компенсирующего изгиб образца от первой полосы в результате образования диполя [6]. Такой характер образования ПЧЛ позволил интерпретировать полосы как некристаллографический макродефект дисклинационного типа, т. е. дефект, создающий характерное для дисклинаций поле напряжений в объеме всего образца.

В работе [9] методом акустической эмиссии изучалось взаимодействие двух движущихся навстречу ПЧЛ. Перемещение первой ПЧЛ, зародившейся у неподвижного захвата, происходило с постоянной скоростью до тех пор, пока она не сблизилась со второй полосой, возникшей у противоположного захвата. На начальном этапе все четыре фронта распространяются с одинаковыми скоростями. Как и в случае с одной ПЧЛ, два фронта уходят к захватам и постепенно останавливаются, а два оставшихся, которые перемещаются навстречу друг другу, увеличивают свои скорости в два раза по сравнению с первоначальной. При этом соотношение между скоростями всех фронтов таково, что общая скорость расширения деформированной зоны образца на протяжении всей площадки текучести остается постоянной.

При их сближении скорость первой ПЧЛ упала почти до нуля. Затем полосы, образовав широкую область локализации, аннигилировали вследствие противоположного знака локальных напряжений и пластических сдвигов. Этот процесс закончился в тот момент времени, когда происходит переход от площадки текучести к стадии параболического деформационного упрочнения.

В течение некоторого времени после пересечения наблюдается взаимопроникновение фронтов в области смежных полос, т. е. пластиче-

ская деформация, происходившая до этого в одной полосе, еще некоторое время продолжается в деформированной области, относящейся к другой полосе. В другом случае взаимодействие ПЧЛ приводило к разбиению зоны между фронтами полос на фрагменты путем образования вторичных полос, соединяющих две первичные.

2.5. Автоволновая модель пластического течения

Методом анализа спекл-изображений обнаружено самопроизвольное разделение деформируемой среды на чередующиеся друг с другом активные и пассивные слои. Совокупность таких слоев образует наблюдаемые в образце сложные пространственно-временные макроскопические картины локализованной пластичности. Области локализованной деформации характеризуются пространственным масштабом $\sim 10^{-2}$ м и характерным временем $\sim 10^2 \dots 10^3$ с, слабо зависящими от природы деформируемых материалов и в большей степени от инструментальных факторов, в частности режима деформирования. Разделение деформируемой среды приводит к образованию деформационной структуры и рассматривается как результат ее самоорганизации путем формирования автоволны локализованного пластического течения.

Показано [4, 6, 9, 11], что пространственно-временная неоднородность пластического течения наблюдается на любом его этапе и отчетливо прослеживается на всех масштабных уровнях, начиная от дислокационного и заканчивая макроскопическим. Макроскопически локализованный характер пластической деформации происходит на протяжении всего процесса пластического течения от предела текучести до предела прочности. Возникающие области локализованной деформации видоизменяются по мере ее роста. Установлены следующие общие закономерности процесса развития локализованной пластической деформации:

- области макролокализации возникают самопроизвольно при деформации с постоянной скоростью или при ползучести;
- по мере развития пластического течения области локализации закономерно меняются, между их формами и стадийностью пластического течения прослеживается тесная связь;

- на некоторых этапах развития деформации области локализации приобретают отчетливо выраженную пространственно-временную периодичность.

Использование автоволновой концепции означает, что в основу анализа кинетики пластического течения твердых тел положены пространственно-временные соотношения параметров деформации $\varepsilon(r, t)$ и напряжения $\sigma(r, t)$ [4].

Типы автоволн локализованной пластической деформации определены законом пластического течения, т. е. стадийностью кривой нагружения материала [4, 6]. Смене стадий деформационного упрочнения соответствует изменение типа автоволны локализованной пластической деформации. Каждая стадия описывается своим показателем деформационного упрочнения n в уравнении Людвига–Холомона

$$\sigma = \sigma_0 + K \varepsilon^n.$$

Площадке текучести или легкому скольжению ($n = 0$) соответствует одиночный движущийся с постоянной скоростью V_v фронт локализованной деформации (ПЧЛ), который рассматривается как автоволна возбуждения.

Стадии линейного упрочнения ($n = 1$) отвечает система равноотстоящих очагов локализации деформации, движущихся синхронно в одном направлении с постоянной скоростью, что трактуется как фазовая автоволна локализованной деформации с постоянными длиной λ и скоростью V_v .

На стадии параболического упрочнения ($n = 1/2$) автоволновая картина стационарна с пространственным периодом λ .

На стадии предразрушения ($n < 1/2$) выделяется один неподвижный очаг деформации с постоянно возрастающей амплитудой. Остальные очаги подвижны и сближаются с неподвижным с тем большей скоростью, чем дальше они находятся от него. В дальнейшем в неподвижной области локализации деформации формируется шейка и происходит разрушение, что рассматривается как коллапс автоволны локализованной деформации.

Наиболее строго характеристики автоволн локализованной пластической деформации были установлены для стадии линейного упрочнения, в которой наблюдается фазовая автоволна и экспериментально определены ее длина, период и скорость распространения

(рис. 18, 19) [6]. Точками на рисунках обозначены положения очагов локализации в последовательные промежутки времени t . Расстояния между соседними прямыми вдоль вертикальной оси дают пространственный период или длину автоволны λ , а вдоль горизонтальной оси — временной период T . Комбинация этих величин позволяет найти скорость автоволны V_B .

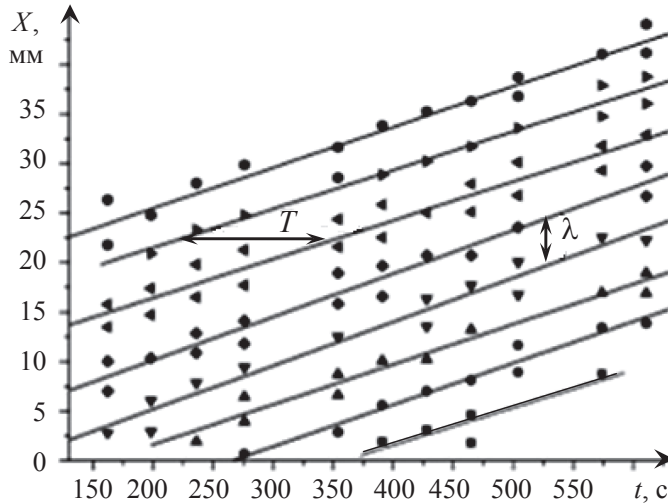


Рис. 18. Хронограмма очагов локализованной деформации на стадии линейного упрочнения в ниобии (фазовая автоволна):

T — период автоволны; λ — длина автоволны

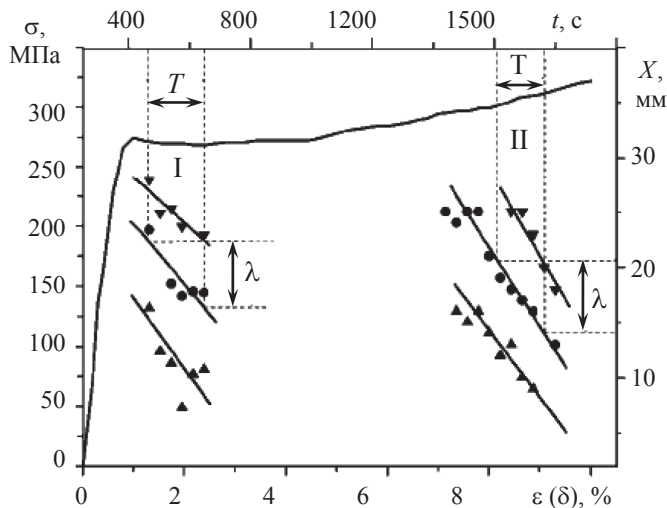


Рис. 19. Кривая растяжения $\sigma = f(\varepsilon)$ и диаграммы $X = f(t)$ для определения длины и периода автоволны [4]

Для широкой группы металлов установлена обратно пропорциональная зависимость скорости фазовых автоволн от коэффициента упрочнения на данной стадии. Длина автоволны индивидуальна для каждого материала и определяется геометрическими размерами образца и диаметром зерен. Установлено [6], что фазовым автоволнам локализованной деформации отвечает характерное для процессов самоорганизации в активных средах квадратичное дисперсионное соотношение.

Одну из причин возникновения автоволн локализованного пластического течения авторы модели видят в следующем. При однородном распределении дислокаций макроскопическая скорость пластической деформации $\dot{\epsilon}$ описывается уравнением Тейлора—Орована [11]

$$\dot{\epsilon} = b \rho_d V_d, \quad (9)$$

где b — модуль вектора Бюргерса подвижных дислокаций; ρ_d и V_d — соответственно их плотность и скорость движения. Постоянная скорость требует выполнения условия $\rho_d V_d = \text{const}$, т. е. поддержания определенного соотношения между ρ_d и V_d . Тогда, например, снижение скорости движения подвижных дислокаций при деформационном упрочнении должно приводить к повышению их плотности за счет активации нового очага локализованного пластического течения на расстоянии $\sim \lambda$ от исходного.

Таким образом, генерация автоволновых процессов происходит в активной среде, содержащей распределенные по объему источники энергии. В пластически деформируемом теле такими источниками являются порождаемые деформацией концентраторы напряжений разного масштаба. Релаксация напряжений от такого концентратора есть элементарный акт пластичности. Дислокационные сдвиги, рождающиеся при релаксации, тормозятся локальными барьерами, формируя, в свою очередь, новые концентраторы. Такой ход процессов определяет как деформационное упрочнение материала, так и генерацию автоволн в нем.

3. Влияние различных факторов на деформационное старение

3.1. Влияние содержания углерода и легирующих элементов

Наибольшее значение для оценки эффекта ДС имеет изменение двух характеристик: предела текучести σ_T и длины площадки текучести δ_T вследствие их высокой чувствительности и возможности получения информации о кинетике ДС на дислокационном уровне.

В случае, когда содержание (C+N) в стали превышает их равновесную растворимость, их эффективная концентрация всегда выше, чем в твердом растворе. Указанное превышение может быть достигнуто за счет следующих источников:

- карбиды, карбонитриды и нитриды;
- сегрегации на поверхностях раздела;
- сегрегации на дислокациях в исходном (недеформированном) состоянии.

Все перечисленные источники работают в том случае, если энергия связи примесных атомов в них меньше, чем энергия связи этих атомов с дислокациями. Тогда работа источников будет сопровождаться уменьшением свободной энергии системы. С точки зрения кинетики в данном случае будет важна тепловая активация работы источников, поэтому при повышении температуры низкотемпературной обработки эффективная концентрация (C+N) будет увеличиваться.

Первый возможный дополнительный источник (C+N) — частичное или полное «обратное» растворение углерод- и азотсодержащих фаз во времени после пластической деформации. Предполагается, что с увеличением дисперсности и объемной плотности частиц второй

фазы увеличивается эффект «обратного» растворения. Важное значение имеет когерентность этих частиц с матрицей, а также их форма, которые обуславливают либо остановку дислокаций у частиц, либо их огибание, либо перерезание. В последнем случае размер какого-то количества частиц может оказаться меньше критического, особенно если после деформации следует нагрев, что вызовет их растворение по типу возврата.

В случае малой плотности дислокаций указанная конкуренция, по-видимому, слабо влияет на получение равновесных сегрегаций по границам зерен. Однако введение при деформации большого количества «свежих» дислокаций может привести к оттоку примесных атомов из зон приграничной сегрегации. Если основными источниками примесных атомов при ДС служат избыточные фазы и сегрегации у границ зерен, то следует ожидать большой степени неоднородности блокирования различных дислокаций и дислокационных систем по сравнению с выделением непосредственно из твердого раствора. Интересным и практически важным следствием большей неоднородности блокирования дислокаций в описанных условиях должно быть получение меньшей величины зуба и длины площадки текучести при нагружении стали. При прочих равных условиях с увеличением однородности блокирования различных дислокаций должна увеличиваться длина площадки текучести.

Сегрегации у дислокаций в отожженном железе могут связывать не менее $3 \cdot 10^{-4}$ мас. % углерода и азота. Приведенное значение может дать заметный вклад в блокирование дислокаций при ДС, если при пластическом течении металла большинство дислокаций разблокируется. Считается, однако, что это не происходит. Тогда возможен отток примесных атомов из периферийной зоны сегрегации заблокированных дислокаций свежими дислокациями, введенными при деформации. В дальнейшем процесс блокировки свежих дислокаций может повторяться многократно за счет перераспределения примесных атомов между ними и «старыми» дислокациями.

Увеличение σ_T и δ_T фиксируется практически одновременно, но если эффективная концентрация (C+N) превосходит заданную ($\sim 0,0005 \dots 0,001$ % для $\delta = 4$ %), то рост σ_T продолжается и после достижения предельных значений δ_T . При повышении содержания углерода в стали прирост предела текучести $\Delta\sigma_T$ составляет для низкоуглеродистых сталей 30...100 МПа, для среднеуглеродистых сталей

100...200 МПа в зависимости от вида термической или термомеханической обработки.

По влиянию на ДС легирующие элементы можно разделить на три группы:

- непосредственно вызывающие ДС (N, C, O, H);
- оказывающие косвенное действие на ДС, усиливая или уменьшая его (Al, V, Ti, Nb, B, Cr, Mo, Si);
- не вызывающие ДС (S).

Относительно влияния V и Mn на ДС мнения противоречивы. Нитридо- и карбидообразующий ванадий эффективно подавляет ДС в широком температурном интервале, так как связывает не только азот, но и углерод. Влияние марганца в основном связано с взаимодействием его с углеродом и азотом в твердом растворе, что вызывает замедление ДС, но не его устранение. Марганец не влияет на скорость диффузии атомов углерода в процессе ДС.

Изучение ДС в двухфазных ферритомартенситных сталях показало, что легирование V до 0,2 % стимулирует этот эффект, а Mn понижает склонность к ДС лишь в узком концентрационном интервале (1,4...1,5 %), однако при другом содержании существенного замедления ДС не наблюдается.

Важным моментом в исследовании ДС является определение энергии активации этого процесса. Мнения здесь различны — энергия активации процесса старения колеблется в пределах 20...28 ккал/моль. Нижний предел соответствует энергии активации диффузии C в α -Fe. Это свидетельствует о том, что фактором, лимитирующим процесс ДС, является диффузия углерода.

Более высокие значения энергии активации могут свидетельствовать о влиянии других факторов, в частности характера взаимодействия дислокаций с примесными атомами. В двухфазных сталях с V в результате низкого отпуска развиваются две отдельные стадии ДС. Энергия активации для первой и второй стадий ниже, хотя некоторые склонны связывать первую стадию с диффузией атомов углерода к местам скопления подвижных дислокаций. Более высокое значение энергии активации на второй стадии объясняется ростом выделений.

Нитридообразователи Al, Si, B ослабляют деформационное старение железа при 100 °С и ниже, а нитридо- и карбидообразователи Cr, V, Nb, Ti — также и выше 1000 °С. Мо связывает только углерод и потому без нитридообразователей не эффективен. Бор в малых количе-

ствах (0,007...0,020 %) ослабляет ДС, связывая N в нитрид, но когда его больше, сегрегирует на дислокациях сам.

То же самое наблюдается в сталях, прошедших термоулучшение, а также в сталях, легированных элементами (Ti, V), которые связывают C и тем самым удаляют его из решетки твердого раствора.

3.2. Влияние температуры и скорости деформации

Увеличение скорости деформации $\dot{\epsilon}$ оставляет меньше времени для протекания термически активируемых процессов, что эквивалентно понижению температуры деформации.

Температура испытания оказывает сильное влияние на форму кривых $\sigma = f(\delta)$ поликристаллического железа, в котором при комнатной температуре обычно наблюдается ДС. С понижением температуры деформации верхний предел текучести заметно возрастает, перепад между пиком и площадкой, а также протяженность площадки текучести постепенно увеличиваются.

Эти закономерности, общие для металлов с ОЦК-решеткой, подтверждаются при испытаниях молибдена, ниобия и тантала. С одной стороны, при низких температурах дислокации, имеющиеся в образце, прочно блокированы конденсированными на них атмосферами примесных атомов внедрения. Чтобы генерировать новые дислокации и заставить их двигаться через кристаллит, необходимы существенно большие напряжения. Следовательно, температурная зависимость процесса в значительной степени определяется сильным влиянием температуры на напряжение трения. С другой стороны, если температура деформации поднимается выше комнатной температуры, то верхний и нижний пределы текучести, а также площадка текучести постепенно исчезают, а вместо них на кривых появляется зубчатость — протекает процесс динамического ДС.

Наблюдения образцов Fe после деформации при повышенных температурах показали, что плотность дислокаций в нем почти на порядок выше, чем у образцов Fe, деформированных до той же степени деформации при комнатной температуре. Указанное обстоятельство свидетельствует о том, что в этом случае имеет место не повторяющийся отрыв дислокаций от атмосферы атомов растворенного веще-

ства, а остановка вновь генерируемых дислокаций подвижными атомами С и N или, более вероятно, выделениями карбидов и нитридов. Описанный механизм весьма эффективен при повышенных температурах, поэтому для продолжения деформации необходимо постоянное генерирование новых дислокаций, что влечет за собой дальнейшее увеличение плотности таких дефектов.

3.3. Влияние размера зерна

Начальное повышение σ_T при низкотемпературной обработке связано с соответствующим ростом слагаемого $Kd^{-1/2}$, связанного с размером зерен и их разориентировкой в уравнении Холла-Петча:

$$\sigma_T = \sigma_0 + Kd^{-1/2},$$

где σ_T — нижний предел текучести; σ_0 — напряжение для поддержания скольжения в плоскостях скольжения внутри зерен (структурных) областей, между которыми существует эстафетная передача деформации; $Kd^{-1/2}$ — напряжение для эстафетной передачи деформации между зернами (структурными областями) размером d . При этом параметр σ_0 не изменяется.

При неизменном d величина $Kd^{-1/2}$ имеет предельное и практически одинаковое значение для широкого класса сталей и обработок, поэтому прирост предела текучести $\Delta\sigma_T$ в момент завершения роста δ_T сравнительно слабо зависит от химического состава и обработки стали. Так как параметр $Kd^{-1/2}$ связан с напряжением эстафетной передачи деформации от зерна к зерну, то на начальных стадиях ДС более интенсивно блокируются дислокации у границ зерен.

Прямые и косвенные наблюдения показывают, что плотность дислокаций у границ зерен слабо деформированной стали заметно выше. Поэтому именно эти дислокации, очевидно, и поглощают в первую очередь «запасы» (С+N).

Значения $Kd^{-1/2}$ стабилизируются, когда неспособность к движению приграничных скоплений дислокаций возрастает настолько, что напряжение их разблокировки становится большим, чем напряжение генерации новых дислокаций на старых (или новых) границах

раздела. В этом случае следует предположить, что дальнейшее старение (выдержка при низкотемпературной обработке) не влияет на напряжение генерации новых дислокаций. В данном случае возможны два объяснения:

- генерация новых дислокаций происходит на старых поверхностях раздела, прежде всего, большеугловых границах зерен, так как в процессе старения происходит отток атомов (C+N) от них к приграничным скоплениям дислокаций до установления равновесия между сегрегацией на границах и у дислокаций. Тогда состояние границ зерен (и напряжение генерации) не будет заметно изменяться в процессе дальнейшего старения;
- генерация дислокаций происходит на новых (образованных при деформации) поверхностях раздела типа дислокационных малоугловых границ. Тогда следует предположить, что в течение первой стадии старения происходит их насыщение атомами (C+N), во всяком случае для напряжения генерации дислокаций.

Труднее объяснить неизменность напряжения генерации в процессе дальнейшего старения. Это в какой-то степени возможно, если принять, что плотность мест закрепления дислокационных границ и их распределение формируются в основном в течение первой стадии старения, а в дальнейшем изменяется только плотность сегрегации в местах закрепления (напряжение генерации дислокационного источника Франка–Рида зависит в основном от расстояния между точками закрепления). Неизменность σ_0 в течение первой стадии предполагает сравнительно слабую блокировку дислокаций в теле зерна. Одной из причин этого может быть небольшая плотность и, следовательно, небольшое взаимодействие дислокаций, приводящее к получению сравнительно больших расстояний между узлами дислокационной стенки.

Дальнейшее увеличение σ_T (если оно происходит после стабилизации δ_T) определяется уже ростом σ_0 и должно сильно зависеть от условий старения (низкотемпературной обработки), так как рост σ_0 ограничивается, вероятно, только процессом перестаривания. Увеличение σ_0 не обязательно связано с отсутствием разблокировки дислокаций в теле зерна. Если новые дислокации генерируются на старых границах, то свой вклад в повышение σ_0 дадут сильно заблокированные приграничные дислокации и повышенное напряжение разблокировки дислокаций в теле зерна.

На ранних стадиях деформации границы зерен препятствуют движению дислокаций, в результате чего вместо легкого скольжения, характерного для монокристаллов, имеет место первичное степенное (параболическое) упрочнение. При малых деформациях в большинстве зерен протекает множественное скольжение, которое необходимо для обеспечения изменения формы зерен и непрерывности при передаче деформации через границы. Другой аспект состоит в том, что напряженное состояние даже в пределах одного зерна далеко не однородно и зависит от поведения ряда соседних зерен. В общем случае эти эффекты, вероятно, более важны для мелких зерен, тогда как более крупные зерна ближе по своему поведению к монокристаллам.

Зависимость начального напряжения течения σ_y или последующего напряжения течения σ_i от размера зерен подчиняется соотношению [5]

$$\sigma_y = \sigma_i + K_y d^{-n}, \quad (10)$$

где σ_i — напряжение трения решетки; K_y — постоянная, связанная с пространством деформации через границы зерен; d — диаметр зерна.

Показатель n , обычно равный 0,5 для металлов с ОЦК-решеткой, не может быть столь четко определен для металлов и сплавов с ГЦК-решеткой.

На рис. 20 показано заметное изменение формы кривой $\sigma = f(\delta)$ для поликристаллического Fe в широком интервале размеров зерен — при уменьшении размера зерен вся кривая смещается в область более высоких напряжений, при этом значения как верхнего, так и нижнего пределов текучести также возрастают.

С уменьшением размера зерен увеличивается также протяженность площадки текучести. Установлено, что уравнение (10) применимо для описания зависимости между нижним пределом текучести σ_T^H и размером зерен d , причем в координатах $\sigma_T^H = f(d^{-1/2})$ эта зависимость отображается прямой линией.

Первый член уравнения (9) представляет собой напряжение, необходимое для перемещения неблокированных дислокаций в плоскостях скольжения монокристаллов. Второй член относится к блокированным дислокациям и имеет более существенное значение для мелкозернистых материалов. Очевидно, количество дислокаций в скоплении зависит непосредственно от длины свободного пробега дислокации, которая определяется размером зерна. Для более крупных зерен вели-

чина скоплений больше, а концентрация напряжений на лидирующей дислокации выше. Таким образом, блокирование дислокаций менее эффективно, так что полосы Чернова—Людерса (ПЧЛ) могут продвигаться при меньших значениях σ_T^H .

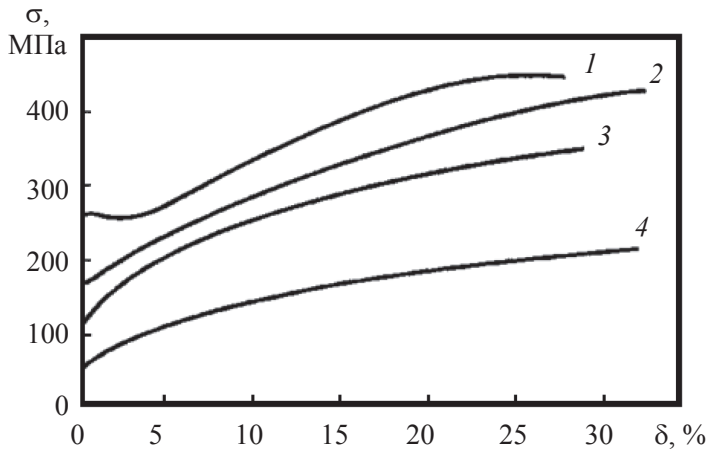


Рис. 20. Влияние размера зерна на вид кривых $\sigma = f(\delta)$ армко-железа:

1 — $d = 30$ мкм; 2 — 60 мкм; 3 — 80 мкм; 4 — 100 мкм

По мере увеличения размера зерен понижаются не только верхний и нижний пределы текучести; перепад между ними также имеет тенденцию к уменьшению и, в конце концов, может вообще исчезнуть. По мере увеличения размера зерен фронт распространяющихся ПЧЛ становится менее четким, а в случае очень крупных зерен он делается настолько размытым, что его вообще бывает трудно обнаружить.

Деформация Чернова—Людерса уменьшается по мере того, как возрастают размеры зерен. С уменьшением размера зерна происходит увеличение напряжений на площадке текучести (σ_T) и ее протяженность (δ_T) (рис. 21). Это характерно как для сплавов замещения (например, для алюминиевых сплавов), так и для сплавов внедрения (низкоуглеродистая сталь).

Однако были обнаружены отклонения от этого нормального поведения (рис. 21, б). Видно, что σ_T при напряжениях, превышающих напряжение Чернова—Людерса, сильно зависит от размера зерна. Даже при этом условии исчезает сильное закрепление дислокаций, из которого, как предполагают, следует резкая зависимость нижнего преде-

ла текучести от размера зерна. Следовательно, в этом случае остается только сравнительно слабый эффект размера зерен.

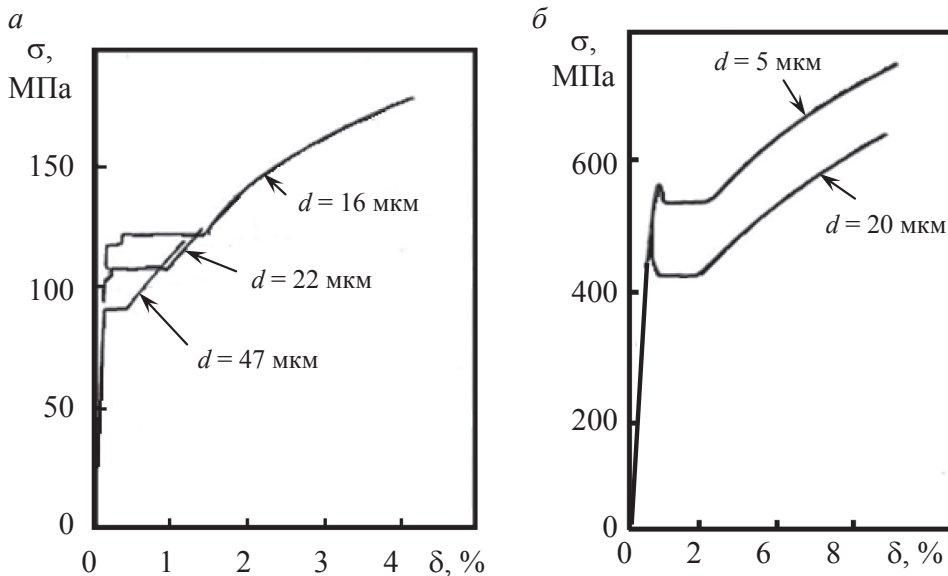


Рис. 21. Влияние размера зерна на ход кривых $\sigma = f(\delta)$:

a — алюминиевый сплав; b — низкоуглеродистая сталь

3.4. Влияние плотности дислокаций и текстуры

Плотность и распределение дислокаций зависят от исходной структуры и легирования стали, величина δ_T при ДС более сильно связана с определенной стадией блокирования дислокаций примесными атомами. Следовательно, в описанных условиях изменение δ_T может быть универсальным индексом ДС.

Из данных, приведенных на рис. 22, следует, что имеется тенденция к увеличению протяженности площадки текучести в состаренном состоянии δ_T^c по сравнению с исходным (отожженным) состоянием δ_T^0 . Однако иногда наблюдается обратная картина — низкотемпературная обработка приводит к снижению δ_T . Так, для стали 08Ю после рекристаллизационного отжига $\delta_T = 2,5 \%$, а после низкотемпературной обработки (искусственного старения) величина площадки снизилась

до $\delta_T = 0,6\%$, а для стали 35ГС в отожженном состоянии $\delta_T = 1,7\%$, а после искусственного старения — $\delta_T = 0,5\%$.

Блокирование дислокаций примесными атомами в стали, претерпевшей ДС, по всей вероятности, меньше, чем, например, в отожженной. Следовательно, изменение δ_T после старения будет связано с тем, что в деформационно состаренной стали роль микроструктуры в значительной степени заменена ролью дислокационной структуры и взаимодействием дислокаций.

Можно полагать, что во всех случаях дислокационная субструктура более дисперсна, чем исходная микроструктура. А это будет способствовать увеличению δ_T даже при меньшей блокированности дислокаций примесными атомами, чем в исходном состоянии, что вполне согласуется с экспериментальными наблюдениями различий в продвижении фронта Чернова–Людерса в отожженном и деформированном состоянии. В последнем случае указанный фронт движется мелкими скачками, не пронизывая сразу все поперечное сечение образца, и перпендикулярен к оси образца (а не лежит как обычно под углом 45°).

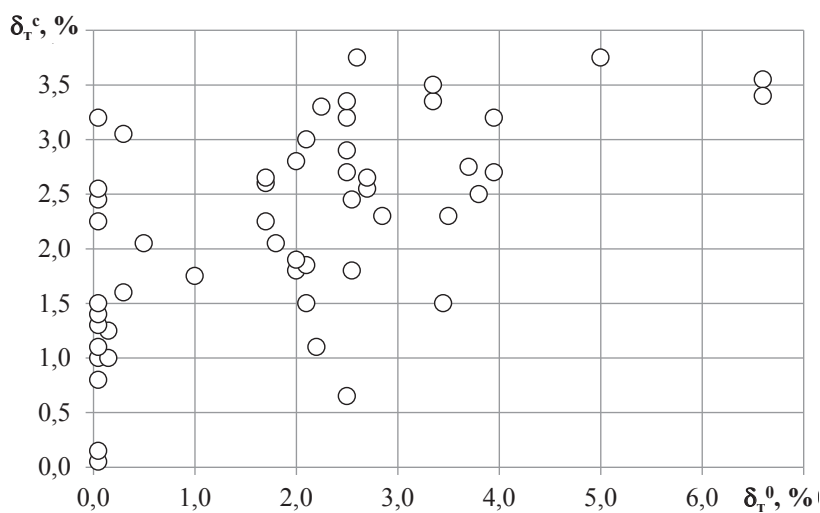


Рис. 22. Соотношение размеров площадки текучести низкоуглеродистых сталей в исходном (отожженном) состоянии (δ_T^0) и после низкотемпературной обработки (δ_T^c)

Следует учитывать также влияние на δ_T коэффициента деформационного упрочнения — значительный рост или уменьшение этого ко-

эффициента могут соответственно уменьшать или увеличивать протяженность площадки текучести. Например, заметное перестаривание сопровождается ростом δ_T . С учетом этих эффектов и исключительно быстрого роста δ_T вследствие явления упорядочения при высокой концентрации (C+N) в твердом растворе общая кинетика изменения этой характеристики оказывается более сложной (рис. 23).

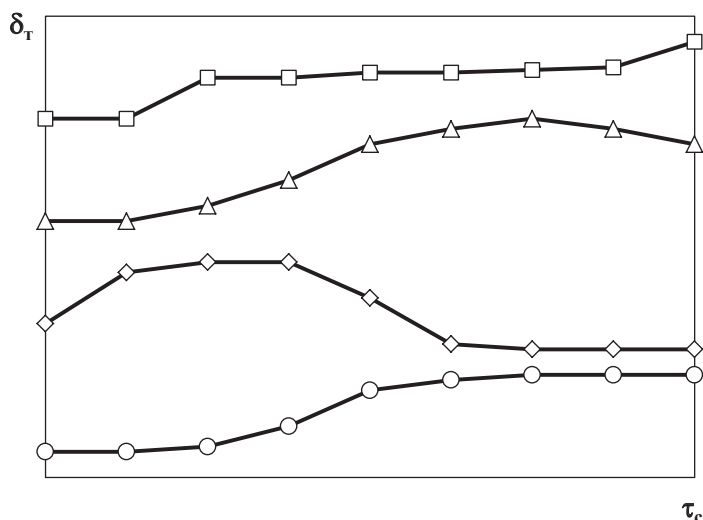


Рис. 23. Схема изменения длины площадки текучести δ_T при деформационном старении низкоуглеродистой стали:

○ — при низкой концентрации (C+N); ◇ — при высокой концентрации (C+N); △ — искусственное старение без стадии перестаривания; □ — искусственное старение со стадией перестаривания

Если направления предварительной деформации и деформации при растяжении не совпадают, то кинетика изменения упрочнения при ДС отличается от рассмотренной. Наиболее подробно это явление, которое получило название анизотропии упрочнения при ДС, изучено для схемы испытаний при статическом растяжении, особенно для величин δ_T и σ_T после предварительной деформации растяжением в поперечном направлении, а также после сжатия, кручения и др.

Важной практической характеристикой при ДС является анизотропия упрочнения, вызванная созданием в металле текстуры деформации в процессе термомеханической обработки. Наиболее сильно эффект анизотропии выражен для характеристик площадки текучести δ_T и σ_T и состоит в том, что при несовпадении направления исходной тек-

стуры деформации и приложения нагрузки при испытании рост δ_t и σ_t происходит менее интенсивно. Подобный характер влияния наблюдается и для характеристик параболической (степенной) стадии деформации — коэффициента K и показателя n деформационного упрочнения. Если ДС используют как упрочняющую обработку, то эффект анизотропии должен быть минимальным.

Помимо текстуры, влияние степени предварительной деформации на параметры ДС определяется через плотность дислокаций и их распределение (дислокационную структуру). Если вводимые деформацией дислокации рассматривать как «изолированные» и эффективная концентрация $(C+N)$ не увеличивается с повышением степени предварительной деформации ε , то рост ε должен приводить к уменьшению эффекта упрочнения.

В случае увеличения эффективной концентрации $(C+N)$ с ростом ε эффект упрочнения либо остается постоянным, либо увеличивается. Этот вывод справедлив для механизма упрочнения, связанного с разблокировкой дислокаций, введенных предварительной деформацией при следующем нагружении после старения. Если нагружение после старения вызывает генерацию новых дислокаций, то эффект упрочнения возрастает во всех случаях. С учетом взаимодействия дислокаций, которое ограничивает их исходную подвижность и уменьшает длину дислокационных отрезков, увеличение эффекта упрочнения с ростом ε становится еще более вероятным. Например, уменьшение длины дислокационных отрезков с увеличением ε может перекрыть влияние уменьшения средней концентрации $(C+N)$ на дислокациях.

При высоком исходном содержании $(C+N)$ в твердом растворе эффект упрочнения может падать с увеличением ε за счет уменьшения эффекта закалочного старения. В наиболее чистом виде влияние степени предварительной деформации на эффект упрочнения при старении проявляется при совпадении схем предварительного и окончательного нагружения, так как исключается эффект анизотропии упрочнения (рис. 24).

На эффект охрупчивания стали с ДС степень предварительной деформации ε может оказать еще более сложное влияние. Например, рост ε вначале обычно усиливает падение δ при старении, но затем картина меняется на обратную (рис. 25).

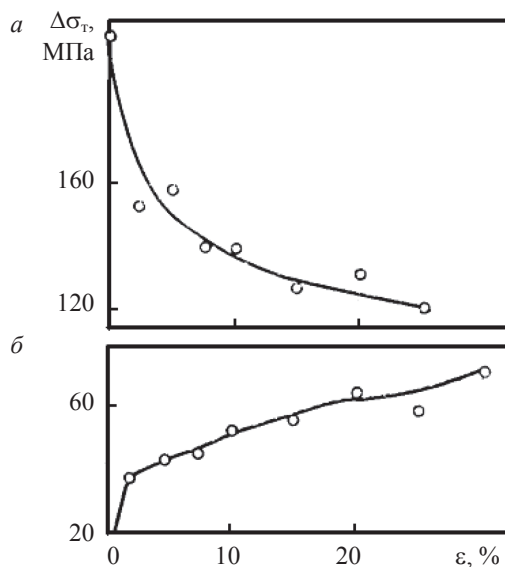


Рис. 24. Влияние степени предварительной деформации ϵ на прирост предела текучести $\Delta\sigma_T$ при деформационном старении армко-железа в разном исходном состоянии:

a — закалка от 700 °C; b — закалка от 200 °C

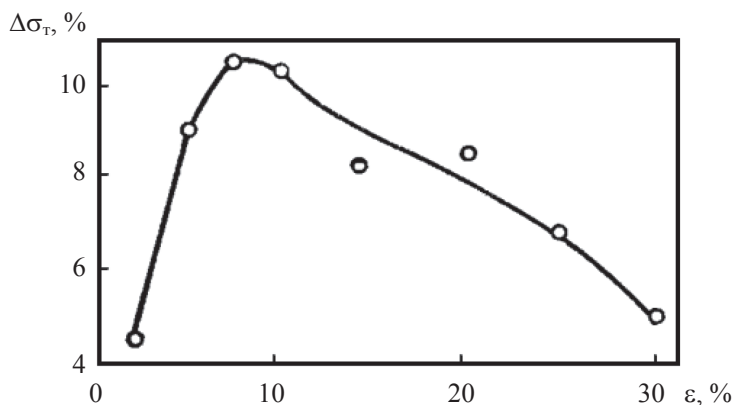


Рис. 25. Влияние степени предварительной деформации ϵ на относительное удлинение δ при деформационном старении армко-железа (предварительная обработка — закалка от 200 °C)

Влияние способа формоизменения (схемы и скорости деформации) при сравнимой величине деформации также оказывает влияние на характеристики ДС через плотность дислокаций, их распределение и текстуру деформации. Имеются экспериментальные данные о различии

средней плотности дислокаций и их распределения при деформации армко-железа по различным схемам и при различных температурах нагружения. При несовпадении схем предварительного и последующего (за старением) нагружения это вызывает, в частности, различный эффект анизотропии упрочнения.

Особенно заметно влияние способа формоизменения на эффект охрупчивания, так как процесс разрушения особенно чувствителен к распределению деформаций и напряжений. Наибольшее охрупчивание вызывает деформация сжатием и вдавливанием в закрытой матрице, меньшее — волочением и минимальное — растяжением, прокаткой и изгибом. В то же время, например, для одноосного сжатия характерна весьма большая неравномерность деформации, а следовательно, и плотности дислокаций по сечению заготовки из-за трения торцевых поверхностей образца и поверхности инструмента. При растяжении распределение деформации по сечению и дислокаций в микрообъемах более однородно, что снижает охрупчивание стали при ДС.

Ярко выраженный предел текучести при старении после холодной деформации наблюдается в том случае, если направление растяжения при испытании совпадает с направлением течения металла при предшествующей холодной деформации. Если же эти направления оказываются взаимно перпендикулярными, то ярко выраженный предел текучести отсутствует. Отсюда следует, что локализация дислокаций в окружающих их группировках растворенных атомов происходит преимущественно в той системе плоскостей, которая соответствует течению металла в данном направлении деформации. В результате такого упрочнения повышается также величина σ_t — она возрастает с увеличением степени предшествующей холодной деформации.

Заключение

Таким образом, эффект деформационного старения (ДС) связан с недостатком при выбранных условиях нагружения носителей пластического течения (свободных дислокаций) вследствие их закрепления сегрегациями растворенных атомов или дисперсными частицами. Следовательно, проявление ДС определяется соотношением между имеющейся в структуре плотностью дислокаций ρ_d и плотностью их стопоров $N_{ст}$, что можно описать параметром

$$D = \frac{\rho_d}{N_{ст}}. \quad (11)$$

При D меньше критической величины $D_{кр}$ благодаря низкой ρ_d и (или) высокой $N_{ст}$, т. е. при малой длине свободных дислокационных отрезков, в металле проявляется деформационное старение. В случае $D > D_{кр}$ деформационное старение отсутствует в силу того, что способные перемещаться достаточно большие дислокационные отрезки реализуют под влиянием действующих напряжений пластическое течение.

Исходя из уравнения (11), существуют такие пути предотвращения ДС:

1. Повышение плотности свободных дислокаций ρ_d путем небольшой пластической деформации, например дрессировкой листа при штамповке, или фазовым наклепом при образовании сдвиговых продуктов распада аустенита (мартенсита или бейнита).

2. Уменьшение плотности стопоров $N_{ст}$; поскольку снижение содержания углерода в стали (железе) до уровня ниже 10^{-4} мас. % затруднительно и зачастую нецелесообразно, то рафинирование феррита по атомам внедрения достигается связыванием их в крупные скоагулированные карбонитриды на основе V, Nb, Ti и др. Для этого используется нагрев сталей до температуры чуть выше $A_{с1}$ с желательным быстрым последующим охлаждением.

Ясно, что для выполнения условия $D > D_{кр}$ эффективно использование комбинации обоих способов, повышающих ρ_d и снижающих $N_{ст}$.

Старение сплавов — распад пересыщенного твердого раствора является диффузионно контролируемым кинетическим процессом. Деформационное старение связано с начальными стадиями распада пересыщенного твердого раствора, когда на дислокациях образуются дисперсные частицы новой фазы или сегрегации растворенных атомов (введение в сплав дислокаций делает первоначально равновесный или даже ненасыщенный твердый раствор пересыщенным). Следовательно, отсутствие ДС возможно по причине «непопадания» в температурно-временную область протекания первоначальной стадии распада твердого раствора. Снизу «не попасть» в эту ($T-\tau$)-область для сталей невозможно из-за крайне высокой подвижности атомов углерода (азота), а ее превышение приводит к уменьшению эффекта ДС. Отсюда происходит возврат ДС при вылеживании сталей или когда пластическая деформация при пониженных температурах приводит к частичному растворению карбидов Fe, Cr с относительно слабой связью Me—X и переходом порции углерода в твердый раствор.

С этих позиций также становится понятным металлофизический смысл испытаний по ГОСТ 7268–82 сталей на их склонность к ДС. В ГОСТе предусмотрена небольшая холодная пластическая деформация ($\varepsilon \leq 10\%$) для введения свободных дислокаций с последующим нагревом на 250 °С и часовой выдержкой при этой температуре для закрепления их сегрегациями атомов углерода (азота) и дисперсными частицами карбидов Fe. Если в структуре остается часть свободных дислокаций, достаточная для начала пластического течения при последующем нагружении, то металл считается несклонным к деформационному старению.

Из-за охрупчивающего влияния ДС сталей рассматривается как отрицательное явление, однако благодаря повышению прочностных свойств оно используется в последние годы для упрочнения низкоуглеродистых листовых сталей, подвергаемых холодному формоизменению.

Библиографический список

1. Бабич В. К. Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. Москва : Металлургия, 1972. 320 с.
2. Гольдштейн М. И. Металлофизика высокопрочных сплавов / М. И. Гольдштейн, В. С. Литвинов, Б. М. Бронфин. Москва : Металлургия, 1986. 312 с.
3. Золоторевский В. С. Механические свойства металлов / В. С. Золоторевский. Москва : МИСИС, 1998. 400 с.
4. Зуев Л. Б. Автоволновая модель пластического течения / Л. Б. Зуев // Физическая мезомеханика. 2011. Т. 14, № 3. С. 85–94.
5. Зуев Л. Б. Кристаллическое тело как универсальный генератор автоволн локализованной пластичности / Л. Б. Зуев // Известия РАН. Серия физическая. 2014. Т. 78, № 10. С. 1206–1213.
6. Криштал М. М. Неустойчивость и мезоскопическая неоднородность пластической деформации. Ч. I. Феноменология зуба текучести и прерывистой текучести / М. М. Криштал // Физическая мезомеханика. 2004. Т. 7, № 5. С. 5–29.
7. Макклинток Ф. Деформация и разрушение материалов / Ф. Макклинток, А. Аргон. Москва : Мир, 1970. 443 с.
8. Мак Лин Д. Механические свойства металлов / Д. Мак Лин. Москва : Металлургия, 1965. 431 с.
9. Муравьев Т. В. Особенности акустической эмиссии при развитии полосы Чернова–Людерса в образцах из низкоуглеродистой стали / Т. В. Муравьев, Л. Б. Зуев // Журнал технической физики. 2008. Т. 78, № 8. С. 135–139.
10. Пышминцев И. Ю. Упрочнение листовых сталей для холодного формоизменения / И. Ю. Пышминцев. Екатеринбург : АМБ, 2004. 160 с.

11. Семухин Б. С. Скорость ультразвука в низкоуглеродистой стали, деформируемой на нижнем пределе текучести. Прикладная механика и техническая физика / Б. С. Семухин, Л. Б. Зуев, К. И. Бушмелева // 2000. Т. 41, № 3. С. 197–201.
12. Фридель Ж. Дислокации / Ж. Фридель. Москва : Мир, 1967. 627 с.
13. Хирт Дж. Теории дислокаций / Дж. Хирт, И. Лоте. Москва : Атомиздат, 1972. 600 с.
14. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб. Москва : Мир, 1972. 211 с.
15. Чувильдеев В. Н. Влияние старения на эксплуатационные свойства сталей магистральных газопроводов / В. Н. Чувильдеев // Проблемы старения сталей магистральных трубопроводов. Нижний Новгород : Университетская книга, 2006. С. 18–67.
16. Штремель М. А. Прочность сплавов. В 2 ч. Ч. 1. Дефекты решетки / М. А. Штремель. Москва : МИСиС, 1989. 298 с.
17. Штремель М. А. Прочность сплавов. В 2 ч. Ч. 2. Деформация / М. А. Штремель. Москва : МИСиС, 1999. 384 с.
18. Экспериментальные исследования свойств материалов при сложных термомеханических воздействиях / В. Э. Вильдеман, М. П. Третьяков, Т. В. Третьякова, Р. В. Бульбович, С. В. Словигов, А. В. Бабушкин, А. В. Ильиных, Д. С. Лобанов, А. В. Ипатов. Москва : Физматлит, 2012. 204 с.
19. Caillard D. Dynamic strain ageing in iron alloys: The shielding effect of carbon / D. Caillard // Acta Materialia. 2016. V. 112. P. 273–284.
20. Effect of overaging on solute distributions and bake hardening phenomenon in bake hardening steels/H. Wang, W. Shi, Y. He, X. Lu, L. Li // Journal of iron and steel research. 2012. V. 19. P. 53–59.
21. Effects of quenching and tempering on the microstructure and bake hardening behavior of ferrite and dual phase steels / C. F. Kuang, J. Li, S. G. Zhang, J. Wang, H. F. Liu, A. A. Volinsky // Materials Science and Engineering. A. 2014. V. 613. P. 178–183.
22. Effect of strain ageing on the mechanical properties of partially damaged structural mild steel / S. Hosseini, A. Heidarpour, F. Collins, C. R. Hutchinson // Construction and Building Materials. 2015. V. 77. P. 83–93.

23. Influence of dynamic strain aging on the deformation behavior during ratcheting of a 316LN stainless steel / A. Sarkar, A. Nagesha, P. Parameswaran, R. Sandhya, M. D. Mathew // *Materials Science and Engineering. A.* 2013. V. 564. P. 359–368.
24. Luo Sh. Effect of dynamic strain aging on the microstructure and mechanical properties of a reactor pressure vessel steel / Sh. Luo, S. Wu // *Materials Science and Engineering. A.* 2014. V. 596. P. 25–31.
25. Quantification of bake hardening effect in DP600 and TRIP700 steels / A. Ramazani, S. Bruehl, T. Gerber, W. Bleck, U. Prah // *Materials and Design.* 2014. V. 57. P. 479–486.
26. Renard K. Characterisation of the Portevin-Le Chatelier effect affecting an austenitic TWIP steel based on digital image correlation / K. Renard, S. Ryelandt, P. J. Jacques // *Mat. Science and Eng. A.* 2010. V. 527. P. 2969–2977.
27. Static strain aging behavior of an X100 pipeline steel / W. Zhao, M. Chen, Sh. Chen, J. Qu // *Materials Science and Engineering. A.* 2012. V. 550. P. 418–422.
28. Static strain aging phenomena in cold-rolled dual-phase steels / T. Waterschoot, A. De, S. Vandeputte, B. De Cooman // *Metall. Trans. A.* 2003. V. 34. P. 781–791.
29. Sutton M. A. Image correlation for shape, motion and deformation measurements / M. A. Sutton, J.-J. Orteu, H. W. Schreier. Columbia. SC. USA: University of South Carolina, 2009. 364 p.

Оглавление

Введение	3
1. Физические основы деформационного старения.....	4
1.1. Классификация кривых растяжения с эффектом деформационного старения	5
1.2. Динамическое деформационное старение.....	17
2. Механизмы пластического течения сталей с деформационным старением	22
2.1. Деформация предтекучности	22
2.2. Зуб текучести	26
2.3. Зарождение полосы Чернова—Людерса.....	32
2.4. Движение полос Чернова—Людерса	37
2.5. Автоволновая модель пластического течения	49
3. Влияние различных факторов на деформационное старение	53
3.1. Влияние содержания углерода и легирующих элементов.....	53
3.2. Влияние температуры и скорости деформации	56
3.3. Влияние размера зерна	57
3.4. Влияние плотности дислокаций и текстуры	61
Заключение.....	67
Библиографический список	69



ФАРБЕР ВЛАДИМИР МИХАЙЛОВИЧ

доктор технических наук, профессор кафедры термообработки и физики металлов ИНМиТ УрФУ. Основные направления научной работы — структура и фазовые превращения в сталях, пластическая деформация и разрушение металлов, создание высокопрочных материалов.



СЕЛИВАНОВА ОЛЬГА ВЛАДИМИРОВНА

кандидат технических наук, доцент кафедры термообработки и физики металлов ИНМиТ УрФУ. Основные направления научной работы — структура и фазовые превращения в сталях, изучение материалов с ультрамелкозернистой структурой.



ХОТИНОВ ВЛАДИСЛАВ АЛЬФРЕДОВИЧ

кандидат технических наук, доцент кафедры термообработки и физики металлов ИНМиТ УрФУ. Основные направления научной работы — физические основы пластической деформации и разрушения, методы исследования структуры и свойств материалов и процессов.



ПОЛУХИНА ОЛЬГА НИКОЛАЕВНА

аспирант кафедры термообработки и физики металлов ИНМиТ УрФУ. Основное направление научной работы — изучение влияния деформационного старения на структуру и свойства низкоуглеродистых сталей.